

PREMIÈRE THÈSE

**Formation et propriétés mécaniques des structures
ferrito-perlitiques à cémentite globulaire obtenues par
traitement thermomécanique dans le domaine perlitique,
sur des aciers peu alliés.**

DEUXIÈME THÈSE

Mesure de l'énergie de faute d'empilement

présentées à la Faculté des Sciences de l'Université de Nancy
pour obtenir le grade de Docteur-Ingénieur

par

Henri PAQUETON

Ingénieur Civil des Mines

Soutenues le 23 Juin 1970, devant la Commission d'Examen

JURY :

Messieurs les Professeurs F. DAVOINE *Président*
A. VIGNES *Examineur*

Messieurs C. ROSSARD } *Invités*
M. SINDZINGRE }

PREMIÈRE THÈSE

**Formation et propriétés mécaniques des structures
ferrito-perlitiques à cémentite globulaire obtenues par
traitement thermomécanique dans le domaine perlitique,
sur des aciers peu alliés.**

DEUXIÈME THÈSE

Mesure de l'énergie de faute d'empilement

présentées à la Faculté des Sciences de l'Université de Nancy
pour obtenir le grade de Docteur-Ingénieur

par

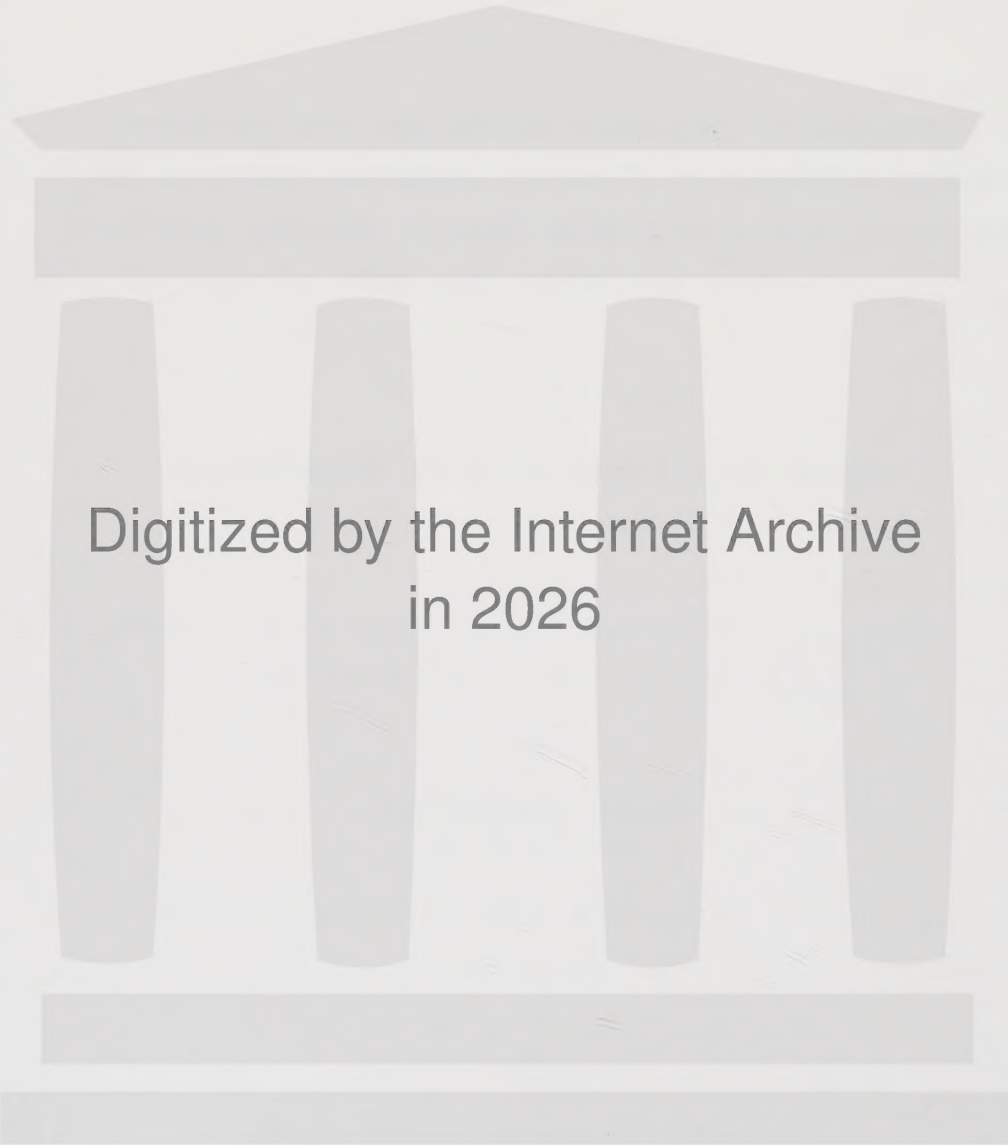
Henri PAQUETON

Ingénieur Civil des Mines

Soutenues le 23 Juin 1970, devant la Commission d'Examen

JURY :

Messieurs les Professeurs	F. DAVOINE	<i>Président</i>
	A. VIGNES	<i>Examineur</i>
Messieurs	C. ROSSARD	} <i>Invités</i>
	M. SINDZINGRE	



Digitized by the Internet Archive
in 2026

https://archive.org/details/IA41551914_0004

ANNEE SCOLAIRE 1969-1970Doyen : M.AUBRYAssesseur : M.GAYDoyens honoraires : MM. CORNUBERT - ROUBAULT

Professeurs honoraires : MM. RAYBAUD - LAFFITTE - LERAY - JOLY
LAPORTE - EICHBORN - CAPELLE - GODEMENT - DUBREIL - L.SCHWARTZ
DIEUDONNE - DE MALEMAN - LONGCHAMBON - DODE - GAUTHIER - GOUDET
OLMER - CORNUBERT - CHAPELLE - GUERIN - WAHL
Maître de Conférences honoraires : MM. LIENHART - PIERRET -
Mle MATHIEU

PROFESSEURS

MM.ROUBAULT	Géologie	GAYET	Physiologie
VEILLET	Biologie	HADNI	Physique
BARRIOL	Chimie Théorique	BASTICK	Chimie
BIZETTE	Physique	DUCHAUFOUR	Pédologie
GUILLIEN	Electronique	GARNIER	Agronomie
LEGRAS	Mécanique rationnelle	NEEL	Chimie Organ. Ind.
BOLFA	Minéralogie	BERNARD	Géologie Appliquée
NICLAUSE	Chimie	CHAMPIER	Physique
FAIVRE	Physique Appliquée	GAY	Chimie Biologique
AUBRY	Chimie Minérale	STEPHAN	Zoologie
COPPENS	Radiogéologie	CONDE	Zoologie
DUVAL	Chimie	WERNER	Botanique
FRUHLING	Physique	EYMARD	Calcul Différentiel & Intégral
HILLY	Géologie	LEVISAILLES	Chimie Organique
LE GOLF	Génie Chimique	FELDEN	Physique
SOHNER	Physique Expérimentale	GOSSE	Mécanique Phys.
CHAPON	Chimie Biologique	DAVOINE	Physi. (ENSMIM)
HEROLD	Chimie Minérale Indust.	HORN	Phys. (1er Cycle)
SCHWARTZ B.	Exploitation Minière	ROCCI	Géologie
MALAPRADE	Chimie	DELPUECH	Chimie Physique
MANGENOT	Botanique		

N.....Chimie Biologique
 N.....Mécanique Appliquée
 N.....Analyse Supérieure
 N.....Méthodes Mathématiques de la Physique
 N.....Mécanique Rationnelle

PROFESSEURS SANS CHAIRE .

Mme BASTICK	Chimie P.G.Epinal	BALESDENT	Thermodynamique, chimie Appliquée (ENSIC)
MM. GUDEFIN	Physique		
VUILLAUME	Psychophysiologie	BLAZY	Minéralogie Appliquée (ENSG)
FRENTZ	Biologie Animale		
MARI	CHIMIE (ISIN)	JANOT	Physique P.C.Epinal
AUROUZE	Géologie	CACHAN	Entomologie Appliquée (ENSA)
DEVIOT	Physique du solide		
FLECHON	Physique P.C.	JACQUIN	Pédologie et chimie agricoles
Mle HUET	Mathématique C.B.G		
VIGNES	Métallurgie	MAINARD	Physique M.P.
JURAIN	Géologie	MARTIN	Chimie P.G.
PAULMIER	Mécanique Exp.	PROTAS	Minéralogie

MAITRE DE CONFERENCES

MM. JOZEFOWICZ	Physico-Chimie	ROQUES	Chimie Minérale
RIVAIL	Chimie Appliquée (CUCES)	FERRIER	Mathématiques
		GILORMINI	Mécanique (ISIN)
VILLERMAUX	Génie Chimique	DEXHEIMER	Botanique
METCHE	Biochimie appl. (brasserie)	CASTRO	Chimie Organique
PAIR	Mathémat. appli.	N.....	Mécanique des fluides (ISIN)
BAUMANN	Physi. 1er Cycle	N.....	Mathématiques
DURAND	Physique	N.....	Mathématiques P.C.
GRANGE	Physique (ISIN)	N.....	Mathématiques C.B.G.
DEPAIX	Probabilité et Statist.	N.....	Physiologie Animale
BAVEREZ	Chimies (ENSIC)	N.....	Mathématiques M.P.
CHAMBON	Exploit. Minière (Mines)	N.....	Chimie Organique
		N.....	Chimie (ENSIC)
HUSSON	Physique (ENSEM)	N.....	Mathématiques
WEISSLINGER	Physique		
GERL	Physique (ENSEM)		

AVANT PROPOS

- oOo -

Cette étude a été effectuée au Centre des Matériaux de l'Ecole Nationale Supérieure des Mines. Je n'aurai pu la mener sans l'aide matérielle, intellectuelle et morale que m'ont apportée toutes les personnes du Laboratoire.

J'adresse d'abord mes remerciements à Monsieur SINDZINGRE Directeur du Centre des Matériaux et Professeur à l'Ecole des Mines de Paris, pour les encouragements qu'il m'a prodigués.

Je tiens à assurer de ma gratitude Monsieur le Professeur VIGNES, pour l'intérêt qu'il a porté à cette étude, et Monsieur le Professeur DAVOINE, qui a bien voulu examiner aussi ce travail et présider le Jury.

Que Monsieur ROSSARD, Docteur ès Sciences, chargé de la section Déformation Plastique à Haute températures à l'Institut de Recherches de la Sidérurgie, qui a accepté de se joindre au Jury, trouve ici mes remerciements.

J'adresse mes remerciements à Monsieur TURPIN, Directeur de Recherches à l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris. Ses critiques lors de la rédaction furent précieuses.

A.PINEAU, Docteur ès Sciences, m'a constamment guidé au long de cette étude par ses critiques, et ses suggestions. Qu'il trouve ici l'expression de ma reconnaissance.

Je suis redevable à Danièle SENICOURT et à Claude CHASSAIN de nombreux travaux de microscopie, ainsi qu'à André HUE d'essais de torsion. Je les remercie très vivement.

Enfin, à tous mes camarades du Laboratoire, et en particulier ceux du groupe HE, j'adresse mes sincères remerciements.

Ces travaux ont pu être réalisés grâce à l'aide financière de la Communauté du Charbon et de l'Acier, dans le cadre du Contrat n° 6210-31. Je remercie cet organisme.

TABLE des MATIERES

INTRODUCTION..... 1

CHAPITRE I.-RAPPEL BIBLIOGRAPHIQUE..... 3

I.- Comparaison des propriétés des structures constituées
de ferrite et de cémentite.....3

1.-Structures formées par traitements thermique.....3

2.-Structures formées par traitement thermomé-
canique.....4

II.- Mécanismes de formation des structures globularisées
par traitement thermomécanique.....8

1.-Ecroissage de l'austénite à chaud.....8

2.-Transformation perlitique - influence de
l'écrouissage pendant la transformation
perlitique.....10

3.-Mâturation et écrouissage de la perlite.....12

CHAPITRE II.- METHODES EXPERIMENTALES ET STRUCTURES DE REFERENCE.....20

I.- Méthodes expérimentales.....20

1.-Méthodes générales et matériaux.....20

2.-Technique des traitements.....	22
3.-Techniques d'observations des structures.....	24
4.-Essais mécaniques.....	25
II.- Structures de références.....	25
1.-Acier 35 CD 4.....	26
2.-Acier XC 80 f	27

<u>CHAPITRE III.- MECANISMES DE FORMATION DES STRUCTURES FINEMENT GLOBU-</u> <u>LARISEES PAR TRAITEMENT THERMOMECHANIQUE DANS LE DOMAI-</u> <u>NE PERLITIQUE.....</u>	30
---	----

I.- Traitement d'isoforming.....	30
1.-Microstructures	30
2.-Influence des paramètres du traitement.....	32

II.- Ecroutissage de l'austénite dans le domaine 650°C-700°C.	33
1.-Influence sur l'austénite elle-même.....	34
A-Courbes de torsion.....	34
B-Modification de la structure.....	35
C-Influence du fractionnement.....	36
2.-Influence sur la transformation perlitique.....	37
3.-Interprétation et discussion.....	38

III.- Ecroutissage des structures perlitiques et ferrito- perlitiques dans le domaine 600-700°C et écroutissage au cours de la transformation.....	40
--	----

1.-Ecroissage de la perlite de l'acier XC 80 f ..	41
A-Mécanismes d'écroissage de la perlite et sphéroidisation de la cémentite.....	41
B-Influence des paramètres expérimentaux.....	44
a.Taux de déformation.....	44
b.Température de déformation.....	45
c.Vitesse de déformation	45
d.Structure perlitique initiale	46
e.Maintien isothermeultérieur	46
f.Fractionnement de la déformation.....	47
2.-Ecroissage des structures ferrito-perlitiques de l'acier 35 CD 4.....	48
A-Mécanismes d'écroissage.....	48
B-Influence des paramètres expérimentaux.....	49
3.-Interprétation et discussion.....	51
A-Mécanismes de déformation de la perlite à chaud	51
B-Globularisation de la cémentite.....	52
C-Taille de la sous-structure et des particules.	55
4.-Ecroissage pendant la transformation perliti- que.....	57
5.-Conséquence pour l'étude et la mise en oeuvre des traitements thermomécaniques.....	58

CHAPITRE IV.- ANALYSE DE L'ISOFORMING -- MISE EN OEUVRE D'AUTRES TRAITEMENTS THERMOMECANIQUES DANS LE DOMAINE PER- LITIQUE -- PROPRIETES MECANIQUES.	61
---	----

I.- Analyse de l"isoforming".....	61
II.- Ecouissage avant et après la transformation perlitique.....	64
III.- Ecouissage pendant le revenu d'une structure trempée.....	65
IV.- Propriétés mécaniques	66
1.-Structures obtenues par isoforming.....	67
2.-Structures obtenues par écouissage après la transformation perlitique.....	68
3.-Structures formées par écouissage au cours du revenu.....	69
4.-Interprétation et discussion.....	70
<u>CHAPITRE V.- CONCLUSIONS ET PERSPECTIVES</u>	72
I.- Conclusions	73
II.- Perspectives d'applications.....	74
III.- Perspectives d'études	76
REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES.....	78

INTRODUCTION

L'amélioration des propriétés mécaniques des aciers peu alliés peut être obtenue par plusieurs méthodes. La plus ancienne et la plus couramment utilisée consiste à modifier la composition chimique et les traitements thermiques. Une autre plus récente consiste à combiner les traitements thermiques et les traitements d'écrouissage pour former de nouvelles structures. Les techniques correspondantes sont appelées traitements thermomécaniques. Contrairement aux traitements thermiques, elles permettent souvent d'améliorer simultanément la résistance et la ductilité ou la résilience. De nombreuses études, théoriques et expérimentales, ont été faites sur les traitements d'écrouissage de l'austénite stable - traitement thermomécanique de haute température et laminage contrôlé - et sur ceux de l'austénite métastable - austéniformage - des aciers auto trempants.

Une étude récente (1) a montré l'intérêt d'un traitement d'écrouissage isotherme et fractionné avant pendant et après la transformation perlitique. Ce traitement est appelé en anglais "isoforming". Il améliore la résistance et surtout la résilience des aciers ferrito-perlitiques peu alliés. Cette amélioration est attribuée à la présence conjuguée d'une répartition quasi-uniforme de fins carbures et d'une fine sous-structure dans la matrice de ferrite.

Nous nous sommes proposés dans cette étude de déterminer les possibilités d'amélioration des propriétés mécaniques d'un acier peu allié (35 CD 4) par différents traitements thermomécaniques dans le domaine perlitique, et d'analyser les mécanismes de la formation des structures à cémentite globulaire obtenues par ces traitements.

Pour cette analyse, nous avons étudié sur l'acier 35 CD 4, et sur l'acier XC 80 f, les divers phénomènes mis en jeu. Nous avons cherché à préciser séparément, l'influence de l'écrouissage avant la transformation perlitique, son influence pendant celle-ci, et son influence après celle-ci sur la formation des structures et, par conséquent sur les propriétés mécaniques. Nous avons pu alors comprendre l'effet de traitements thermomécaniques dans le domaine perlitique, et réaliser des structures qui améliorent fortement les propriétés de l'acier 35 CD 4.

Dans le chapitre premier, nous analysons les résultats rapportés par divers auteurs sur l'effet des traitements thermomécaniques dans le domaine perlitique, et sur les principaux phénomènes dont la connaissance est nécessaire à la compréhension et à la discussion des mécanismes de formation des structures. Nous avons souligné les points mal connus que notre étude a abordés.

Nous avons regroupé dans le second chapitre la description des techniques expérimentales et des structures de références des aciers, obtenues par traitement thermique.

Le troisième chapitre décrit les résultats qui concernent la formation des structures globularisées par traitement thermomécanique dans le domaine perlitique.

Dans le quatrième chapitre, nous exposons l'effet de l'isoforming et d'autres traitements thermomécaniques, en particulier sur les propriétés mécaniques et en conclusion, nous avons regroupé les résultats essentiels, et les perspectives d'études et d'applications qu'ils suggèrent.

CHAPITRE I

RAPPEL BIBLIOGRAPHIQUE

Dans la première section de ce chapitre, nous allons comparer les différentes structures de ferrite et de cémentite obtenues par traitement thermomécanique et thermique, et passer en revue les résultats rapportés par divers auteurs sur l'effet de certains paramètres expérimentaux. Puis, nous rapporterons les résultats essentiels sur les phénomènes qui sont mis en jeu au cours de ces traitements thermomécaniques.

I - COMPARAISON DES PROPRIETES DES STRUCTURES CONSTITUEES DE FERRITE ET DE CEMENTITE.

Les structures constituées de ferrite et de cémentite peuvent être obtenues par traitement thermique et par traitement thermomécanique.

1.- Structures formées par traitement thermique.

On peut les obtenir par maintien isotherme dans le domaine perlitique, par traitement de globularisation, ou par revenu après trempe.

Les structures obtenues par maintien isotherme dans le domaine perlitique sont constituées de ferrite proeutectoïde et de perlite. Elles sont d'autant plus résistantes que la proportion de perlite est grande, c'est à dire que la teneur en carbone est élevée. Lorsque celle là augmente de 20 à 100%, la résistance à la traction varie de 45 à 90 kgf/mm². Corrélativement ductilité et résilience diminuent. La température de transition ductile-fragile

passé de -35°C à $+140^{\circ}\text{C}$. Leur fragilité est notamment attribuée à la morphologie lamellaire de la cémentite perlitique, qui ne peut se déformer fortement, sans provoquer de fissuration.

Par le traitement thermique de globularisation, c'est à dire un recuit isotherme d'une centaine d'heures, ou un recuit d'une dizaine d'heures à une température oscillant autour de celle de dissolution de la cémentite, on obtient des structures très ductiles et très résilientes mais peu résistantes. La résistance à la traction ne dépasse guère 50 kgf/mm^2 . Ces structures sont constituées d'une matrice de ferrite recristallisée et de globules de cémentite de taille supérieure au micron, situés souvent aux joints des grains. Les particules ainsi formées n'ont pas d'effet fragilisant, mais elles sont trop grosses pour avoir un effet important sur la dureté.

Les structures obtenues par un revenu effectué à haute température (600°C - 700°C) après une trempe martensitique, ont de meilleures résistances et résiliences que les précédentes. Elles sont constituées d'une matrice de ferrite finement recristallisée et d'une distribution de carbures fins ($0,1 - 0,3$ microns) surtout rassemblés aux joints de grains. Lorsque la température de revenu croît, la résistance diminue et la résilience s'améliore. On ne peut réaliser ce traitement que sur les aciers facilement trempants.

Par traitement thermique, il est ainsi difficile d'améliorer simultanément la résistance et la résilience.

2.- Structures formées par traitement thermomécanique.

Schématiquement, dans une structure biphasée constituée d'une matrice ductile et de précipités incohérents

beaucoup plus durs, la résistance est augmentée, lorsque les particules sont les plus fines possibles, la densité de dislocations dans la matrice forte, et les grains fins. Lorsque les particules sont globulaires, très dispersées et très fines, les dislocations dans la matrice disposées en cellules, et les grains fins, la résilience est aussi améliorée. C'est pourquoi, pour améliorer les propriétés des structures ferrito-perlitiques par traitements thermomécaniques, on s'est efforcé de former des carbures globulaires aussi petits que possible. Plusieurs voies ont été explorées plus ou moins en détail :

- "l'isoforming" (schématisé figure 1.)
- L'écrouissage à chaud des structures perlitiques, que l'on pourrait appeler "perlitoforming"
- L'écrouissage à chaud des structures déjà globularisées.
- L'écrouissage à chaud des structures trempées et revenues.

Notre étude s'est préoccupée surtout des deux premières techniques, qui d'après les premiers résultats sont prometteuses, et sont les plus simples à réaliser.

Les premiers résultats relatifs à l'isoforming ont été établis sur l'acier EN 18, de composition voisine d'un acier 45 C 4 (1, 2). Cette première étude a mis en évidence plusieurs points.

La résistance à la traction et la limite élastique peuvent être augmentées, sans que la ductilité diminue considérablement. Les caractéristiques des meilleures structures obtenues sont : 86 hbar de résistance à la traction, et 71 hbar de limite élastique pour 22% d'allongement, tandis que la résistance à la traction de la structure ferrito-perlitique correspondante est de 60 hbar, sa limite élastique de 30 hbar, et son allongement de 25%.

La résistance au choc est considérablement améliorée . le coefficient C_V à la température ambiante est de 150 Joules au lieu de 30 et la température de la transition ductile-fragile est abaissée de $+ 20^{\circ}\text{C}$ à $- 70^{\circ}\text{C}$.

- Cette amélioration des propriétés mécaniques est liée à la formation de microstructures constituées d'une répartition quasi-uniforme de fins globules de cémentite, de l'ordre de 0,1 micron et d'une matrice de ferrite divisée en fins sous-grains, de 0,5 micron environ, nettement désorientés.

- Pour obtenir les meilleures propriétés, il faut écrouir de 70%, avant pendant et après la transformation perlitique à la température de 600°C . Celle-ci est assez haute pour permettre la formation de la sous-structure dans la ferrite, mais assez basse pour empêcher une recristallisation.

La déformation a été réalisée par laminage, à des températures comprises entre 550 et 700°C et jusqu'à des taux de déformation de 70%. Cette première étude n'a pas mis en évidence les mécanismes de la formation de la structure, si bien que l'effet des paramètres du traitement sur la qualité et la finesse de la structure est difficile à interpréter.

Des études complémentaires (3, 4, 5) ont paru progressivement pendant le déroulement de notre travail. Elles ont d'abord confirmé que les propriétés mécaniques sont essentiellement fonction croissante de la finesse de la sous-structure ferritique. Elles ont en outre mis en évidence que :

- La taille de la sous-structure est liée au taux de déformation.

- D'autres traitements peuvent conduire à des microstructures analogues, en particulier l'écrouissage de perlite, combiné à un traitement thermique adéquat.

- Les globules de cémentite ont surtout pour effet de stabiliser la sous-structure.

- Les meilleures propriétés sont obtenues pour les fines tailles de carbures ($500 \text{ \AA}$) et de la sous-structure (de 4 à 8 fois cette taille).

- La précipitation très fine de Cuivre, en particules de taille inférieure à $100 \text{ \AA}$, n'a pas d'effet.

- Le niobium ralentit la restauration et la recristallisation de la ferrite et amoindrit les propriétés mécaniques.

- La recristallisation de la ferrite est d'autant plus inhibée que la teneur en carbone est forte.

Les dernières études (4, 5) ont comparé l'effet des diverses techniques qui permettent de former des structures de la même famille. Il est apparu ainsi que les structures obtenues par "isoforming" sur l'acier EN 18 sont les plus résilientes et les plus stables en température. Pour l'acier EN 14 A, de composition voisine du 20 M 5, les structures obtenues par l'écrouissage de perlite à chaud et par isoforming à 600°C ont les mêmes propriétés. Dans tous les cas, les meilleures propriétés mécaniques correspondent à la structure, dans laquelle la taille des sous-grains et celle des particules sont les plus petites.

D'autres études (6, 7) sur l'écrouissage dans le domaine perlitique d'un acier eutectoïde ont également été rapportées récemment. Une déformation de la perlite de 200% à 550°C provoque un important durcissement, au détriment de sa ductilité (7). La résistance à la traction augmente de 80 à 120 hbar, mais l'allongement s'abaisse de 15 à 2%. Une déformation de 240% à 700°C à 2%/sec entraîne une sphéroïdisation totale de la cémentite, et la résistance est amoindrie (6).

II.- MECANISME DE FORMATION DES STRUCTURES GLOBULARISEES PAR TRAITEMENT THERMOMECHANIQUE.

Les phénomènes qui déterminent la formation des structures globularisées par traitement thermomécanique ont été peu analysés. Le traitement d'isoforming met en jeu successivement un écrouissage de l'austénite métastable, une transformation perlitique en partie simultanée à une déformation, et un écrouissage de la perlite dans le domaine de température 500-700°C. Nous avons regroupé dans les paragraphes suivants les résultats de diverses études sur chacun de ces phénomènes, en retenant ceux qui facilitent la compréhension de l'effet du traitement.

1.- Ecrouissage de l'austénite à chaud.

L'écrouissage de l'austénite métastable à moyenne température, avant sa transformation perlitique, a été peu étudié. On a surtout décrit l'écrouissage de l'austénite stable et celui de l'austénite métastable à basse température, avant sa décomposition martensitique.

Plusieurs auteurs, en particulier ROSSARD, (8 à 15), ont précisé les caractères de la déformation de l'austénite stable des aciers peu alliés. La courbe de torsion a une allure caractéristique. La contrainte croît à une vitesse modérée ; elle passe par un maximum ; puis elle devient quasiment indépendante de la déformation. Comme le montrent, après

une trempe très rapide, les micrographies et les rayons X, cette allure est liée à l'évolution de la structure. Au fur et à mesure que le taux de déformation augmente, les dislocations polygonisent, des sous-joints se forment, puis l'austénite, dans la plupart des cas, recristallise par fragmentation des grains initiaux, ou par formation de nouveaux grains. Cette phase de recristallisation dynamique commence approximativement lorsque le couple de torsion est maximal, et elle se poursuit pendant qu'il est quasi-constant. Le grain correspondant à cette phase de l'écrouissage est d'autant plus fin que la température est basse et la vitesse de déformation élevée. Une recristallisation statique se produit enfin, si un certain seuil de contrainte a été franchi et après une certaine durée d'incubation.

Cette durée est d'autant plus courte que l'énergie plastique emmagasinée est forte. Elle dépend par conséquent de la vitesse et de la température de la déformation, et du matériau. Elle varie d'une fraction de seconde à plusieurs heures. Lorsqu'elle est courte, les déformations successives n'ont pas d'effet cumulatif, lorsqu'elle est longue, elles peuvent en avoir.

D'autres auteurs (15) ont étudié la ductilité et la résistance de l'austénite à chaud en fonction de la teneur en carbone et du degré de pureté de l'acier.

L'écrouissage d'austénite métastable dans le domaine ferrito-austénitique a été observé par BIRKS et BAILEY (16). Ils ont étudié par rayons X, les modifications cristallographiques provoquées par l'application d'une contrainte. Ils ont constaté des variations de texture qu'ils ont attribuées soit à une recristallisation, soit à une rotation par glissement de l'austénite mais sans observer les structures. Ils rapportent de plus, que la perlite formée par la suite était constituée de carbures exceptionnellement grossiers. Plusieurs auteurs (17, 18) rapportent, que la transformation en perlite après un écrouissage de l'austénite à la même température est accélérée : la durée d'incubation est réduite et la vitesse de la réaction augmentée.

2. Transformation perlitique - influence de l'écrouissage pendant la transformation perlitique.

Dans un acier hypoeutectoïde peu allié, l'austénite se décompose en ferrite pro-eutectoïde et en perlite (19, 20, 21). La ferrite pro-eutectoïde apparaît sous trois formes : grains allotriomorphes allongés dans les joints des grains, blocs massifs inter ou intragranulaires, plaquettes de Widmānstätten. Les grains allotriomorphes se forment surtout aux hautes températures du domaine. Dans les aciers à faible teneur en carbone, ils forment en se rejoignant, un réseau aux anciens joints de l'austénite. La ferrite intragranulaire se forme surtout aux moyennes températures du domaine, et les plaquettes de Widmānstätten seulement aux très basses températures du domaine perlitique (22). La perlite eutectoïde est constituée de lamelles de ferrite et de cémentite. L'espacement des lamelles dépend essentiellement, pour un acier donné, de la température

de formation de la perlite. Il décroît lorsqu'elle décroît. Chaque module de perlite est formé par l'imbrication de deux monocristaux ou quasi-monocristaux, l'un de ferrite, l'autre de cémentite en lamelles plus ou moins régulières. Les relations d'orientation cristallographique entre les deux phases ont été étudiées. Elles sont diverses et encore discutées (23 à 28). Elle ne sont pas rigoureuses et se rattachent généralement à deux groupe de relations : celles dites de BAGARYATSKII (27), les plus fréquentes

$$(100)_C // (011)_f$$

$$(010)_C // (111)_f$$

$$(001)_C // (211)_f$$

et celles dites de PITSCH (28)

$$(001)_C // (215)_f$$

$$(010)_C // \text{à } 2^\circ \text{ près } (131)_f$$

$$(100)_C // \text{à } 2^\circ \text{ près } (311)_f$$

Chaque module est parfois divisé en sous-grains, qui contiennent chacun une famille de lamelles. Les lamelles de cémentite présentent fréquemment des irrégularités locales: discontinuités linéaires, branchements, morphologies en "baïonnettes", déviations près d'une autre famille, au franchissement d'un sous-joint dans la ferrite, et autour d'inclusions. Plusieurs auteurs (29, 30) ont observé dans la cémentite quelques dislocations, fautes d'empilements et autres défauts plans.

La décomposition de l'austénite en ferrite proeutectoïde et en perlite est considérée comme le type d'une transformation par germination hétérogène et croissance régie par les processus de diffusion (31 à 35). Plusieurs auteurs ont observés (23, 26) la croissance de la perlite.

A la suite de la description de HILLERT (36), on considère que le processus de germination répétée et de croissance latérale et frontale est exceptionnel ; la perlite se développe plutôt à partir d'un "germe" de ferrite ou de cémentite par branchement et croissance couplée.

L'influence d'une déformation pendant la transformation perlitique est mal connue. Pour l'étudier, PORTER et ROSENTHAL (37) ont effectué la décomposition isotherme de l'austénite sous des contraintes de traction diverses. Une accélération de la transformation, et une importante déformation plastique pendant la transformation étaient observées lorsque la contrainte appliquée dépassait un certain seuil. Ils l'ont attribué au fait que la nucléation était favorisée par les empilements de dislocations qui créaient des zones de traction importante, et que le mouvement de l'interface agissait comme source ou puits de dislocations, entraînant ainsi une importante déformation plastique. Ils n'ont pas observé les structures.

L'influence d'une pression hydrostatique sur la transformation perlitique n'est considérable que pour des pressions de plusieurs kilobars. La morphologie des structures formées n'est pas différente de celle formée à la pression atmosphérique ; alors que la cinétique et les températures d'équilibre sont nettement modifiées.

3.- Mâturation et écrouissage de la perlite.

La mâturation de la perlite est nettement modifiée par l'écrouissage de la perlite. Peu d'études ont précisé la liaison des deux phénomènes. De plus nombreuses ont porté sur chacun d'entre eux.

- Mâturation.

— — — — —

La perlite, maintenue dans la gamme de température (600°C, 725°C) évolue pour former une structure globularisée, suivant deux phénomènes qui, suivant le cas, sont simultanés ou consécutifs : la sphéroidisation ^x et la coalescence de cémentite. Par sphéroidisation, la forme des particules varie. Les lamelles disparaissent progressivement pour former des globules, surtout au début du recuit. Par coalescence, la taille moyenne des particules augmente. Les plus petites se dissolvent, tandis que les plus grosses en particulier celles qui sont aux joints des grains de ferrite grossissent. Par traitement thermique, cette évolution n'est notable qu'au bout de plusieurs dizaines d'heures.

Ces phénomènes sont dus au fait que la solubilité d'équilibre à une interface varie avec sa courbure, et que l'énergie libre du système est abaissée par la réduction de l'énergie d'interface entre les deux phases. La diversité des rayons de courbure crée des gradients de concentration. Les flux de diffusion, qui en résultent, tendent à estomper les pointes des interfaces et dissoudre les plus petites particules. Pour rendre compte de l'évolution des formes et des tailles des particules en fonction du temps, plusieurs modèles ont été proposés (38, 39, 40, 41). Ils s'appliquent mal aux premiers stades de la sphéroidisation. Plusieurs auteurs (39, 42) ont étudié expérimentalement la variation de la répartition des tailles des globules de

x Le mot sphéroidisation est employé ici dans un sens strict. Il ne correspond pas toujours au terme anglo-saxon, qui désigne tantôt la sphéroidisation, tantôt la coalescence. Nous avons utilisé globularisation comme terme général.

cémentite lors du recuit de la perlite sur des aciers eutectoïdes. Compte tenu des températures et des durées choisies, ils ont essentiellement caractérisé la cinétique de coalescence.

Il faut rapprocher de ces observations celles sur la coalescence au cours du revenu. Une étude de AIREY, HUGHES et MEHL (43) a mis en évidence le rôle important des joints de grain, et de très récents résultats (42) montrent qu'on ne peut rendre compte de la cinétique qu'en considérant les coefficients de diffusion couplée.

Depuis longtemps déjà, on a observé que la globularisation de la perlite peut être accélérée de plusieurs manières (44 à 50). Par un recuit oscillant, la globularisation est totale en une dizaine d'heures. Par un fort écrouissage à froid, suivi d'un recuit vers AC_m , elle est totale en une heure. Par écrouissage à chaud, elle se produit en quelques minutes.

De nombreux auteurs ont étudié l'écrouissage de la perlite, et quelques uns, certains aspects de l'influence de l'écrouissage sur la globularisation.

Ecrouissage de la perlite.

La perlite est constituée d'une matrice de faible résistance et de lamelles de cémentite très résistante (environ 1000 kgf/mm^2). La résistance à la traction peut atteindre 100 kgf/mm^2 , mais la ductilité reste faible (1 à 10%). Ses modes de déformation et ses lois de durcissement ont été étudiés, surtout lors de la déformation à froid par traction, tréfilage, et choc.

Les mécanismes élémentaires de la déformation à froid sont essentiellement, le glissement dans la ferrite, le glissement à l'interface, la rupture ou le glissement dans la cémentite. Leur mise en jeu dépend beaucoup de l'orientation des lamelles par rapport aux contraintes appliquées. La déformation est ainsi très souvent hétérogène et localisée dans des bandes de pliages, longuement décrites par PROGLER (51). Le mâclage est très exceptionnel et limité aux déformations par choc (52, 53), ou à très basse température (51).

Par traction (54, 55), la déformation ne dépasse guère 10 %. Elle se produit d'abord par des glissements dans la ferrite seule, surtout dans les plans (110), et par déformation élastique de la cémentite. Lorsque le taux de déformation augmente, des glissements à l'interface ferrite-cémentite, et des glissements déviés dans la ferrite se produisent, tandis que, suivant l'orientation des lamelles, la cémentite subit des cisaillements transversaux, qui engendrent des microfissures, ou de faibles déformations plastiques localisées dans les bandes.

Par tréfilage à froid, les déformations peuvent être considérables. Des études récentes ont constaté la mise en jeu des mêmes mécanismes, et de plus la formation dans la ferrite d'une sous-structure cellulaire (56, 57, 58, 60).

La déformation plastique de la cémentite dans la perlite, d'abord présumée par PUTTICK (54) et KEN (61) est maintenant certaine. KOREFDA et SHIMIZUK (30) ont observé des défauts plans, en particulier des fautes d'empilements dans les plans (010), et des dislocations du type (0b0). MAUPER et WARRINGTON (62) rapportent un exemple de forte

déformation plastique, qu'ils interprètent par un mécanisme de dislocations fondé sur l'action des dislocations partielles $1/2(111)$ en liaison avec des fautes planes. Cependant à froid, la cémentite a beaucoup plus souvent un comportement fragile que ductile.

La perlite est résistante. Sa proportion dans les aciers est un facteur déterminant des propriétés mécaniques. Plusieurs auteurs, en particulier BURNS et PICKERING (55) ont étudié son influence. Le fait essentiel est que la perlite est d'autant plus résistante et ductile que l'espacement interlamellaire est faible. Sa consolidation est liée aux modes de déformation. Par tréfilage à froid, le durcissement peut atteindre 180 kgf/mm^2 lorsque le taux de déformation est de 90 %. Il est lié à la formation d'une sous-structure cellulaire dans la ferrite. La taille de celle-ci dépend de l'espacement interlamellaire initial et du taux de déformation. Chaque cellule est stable, c'est-à-dire change de forme lorsque le taux augmente, sans que de nouvelles cellules soient créées. Un modèle reliant la contrainte d'écoulement et la taille des cellules a été établi (57) pour rendre compte du durcissement. Cette stabilité est liée, selon CHANDHOK (58) à la ségrégation du carbone résiduel dans les sous-joints, et il a proposé un modèle qui rend compte des courbes de consolidation par tréfilage dans le domaine des faibles températures (de 50 à 300°C).

La ductilité non négligeable de la perlite résulte suivant les auteurs de plusieurs phénomènes : les possibilités d'accommodation de l'interface, la déformation plastique de

la cémentite par endroit, et les grands possibilités d'adaptation de la ferrite en raison de l'irrégularité de la structure lamellaire (64 à 67).

L'écrouissage à chaud (500-700°C) n'a été étudié que récemment, et plusieurs études ont paru pendant notre travail. On a essentiellement observé qu'un fort écrouissage par torsion ou par laminage provoquait une très rapide globularisation de la cémentite. Les mécanismes de déformation n'ont pas été précisés. Les courbes de torsion se caractérisent, selon ROBBINS (45), par un fort adoucissement après que le couple a très rapidement atteint son maximum. La ductilité et la résistance à chaud dépendent beaucoup de la finesse de la perlite et de son état de globularisation (15).

Influence de l'écrouissage sur la globularisation.

Plusieurs auteurs se sont efforcés de déterminer le mécanisme principalement responsable de l'accélération de la globularisation par l'écrouissage. Les uns se sont intéressés au processus de diffusion, les autres aux sites de sphéroidisation.

ROBBINS, SHEPARD et SHERBY (45) ont observé que par torsion à 700°C à la vitesse de 2,4% sec⁻¹, la globularisation est totale en moins de trois minutes (290% de déformation). Ils n'ont pas observé nettement de ruptures des lamelles. Ils ont attribué plutôt l'accélération à l'effet de la déformation sur les circuits de diffusion. Des complexes carbone-lacune, et les groupes de dislocations créés par

la déformation agiraient en court-circuit de diffusion. Ils n'ont pas observé finement les structures et les hypothèses avancées n'ont pas de preuves expérimentales directes.

CHOJNOWSKI et Mc.TEGART (46) ont comparé les cinétiques de globularisation par traitement thermique, et par écrouissage. Ils ont observé des structures en microscopie optique. Lors de l'écrouissage à chaud, les lamelles se sont transformées ensuite de particules ovoïdes. Ils ont suggéré d'attribuer l'accélération par écrouissage à chaud, à la création de sous-joints à grands angles par restauration dynamique de la ferrite. Ceux-ci agiraient comme courts-circuits de diffusion.

HARRIGAN (63) a comparé, par des mesures d'espacement interparticulaire les structures perlitiques déformées de 100 % à plusieurs températures entre 500 et 700°C, et à plusieurs vitesses de déformation. Il a constaté que, pour une structure initiale donnée, les globules sont d'autant plus proches, que la vitesse est la plus grande, et la température plus basse (500°C). D'une évaluation de l'énergie d'activation, il a conclu que cette globularisation était régie par l'autodiffusion du fer aux joints des grains.

BARANOV (47) a étudié les mécanismes de la sphéroïdisation au cours du recuit d'une structure écrouie à froid. Il a souligné le rôle de la polygonisation et de la restauration de la ferrite. Il a observé qu'une lamelle grossit ou se réduit sur certains sites particuliers.

Il apparait donc qu'aucune étude n'a précisé les mécanismes de déformation de la perlite à chaud, ni examiné leur rôle dans les premiers stades de la sphéroidisation. Les études sur l'écrouissage à chaud suggèrent surtout que les processus de diffusion sont modifiés, mais elles ne décrivent pas finement l'évolution de la structure. L'étude des sites de la sphéroidisation n'a été rapportée que très récemment ; et seul le traitement de recuit après écrouissage à froid a été examiné.

CHAPITRE II :

METHODES EXPERIMENTALES ET STRUCTURES DE REFERENCE

I.- METHODES EXPERIMENTALES.1.- Méthodes générales et matériaux.

Le double but de notre étude nous a amené à employer des méthodes diverses.

Pour étudier l'amélioration des propriétés mécaniques, nous avons choisi un acier usuel de construction en fonction de son diagramme T.T.T, qui rend les manipulations plus aisées (acier 35 CD 4). Nous avons effectué les déformations par laminage, car cette technique est proche des conditions usuelles de mise en forme et permet la mesure des propriétés de traction et de résilience. Elle a plusieurs inconvénients. La température est mal contrôlée. La déformation ne peut être modifiée. Le fractionnement de la déformation est obligatoire, si le taux est élevé.

Pour l'étude des mécanismes de formation des structures finement globularisées, nous avons utilisé un acier quasi-eutectoïde (XC 80 f), car l'absence de la ferrite pro-eutectoïde simplifie l'analyse. Nous avons effectué les déformations par torsion. Cette technique permet des fortes déformations, des vitesses variées et des cycles thermiques mieux

contrôlés. La coupe transversale d'une éprouvette met en évidence les variations de la structure en fonction du taux de déformation. Mais elle ne permet de mesurer que la dureté des structures obtenues.

Dans les deux cas, l'interprétation des traitements implique leur reproductibilité, ce qui a été la cause de certaines difficultés expérimentales et de longues mises au point.

L'analyse chimique de ces aciers est indiquée ci-dessous :

(Nuance	35 CD 4	XC 80 f
(Provenance:	SECOSAR	S.F.A.C.
(Elément		
(C	0,33	0,83
(Si	0,22	0,205
(Mn	0,76	0,24
(Cr	0,97	0,15
(Mo	0,22	0,015
(Ni	0,10	0,16
(S	0,02	0,012
(P	0,013	0,013
(V	0,005	-
(Cu	0,08	0,085
(Sn	0,12	0,021
(Al		0,025
(Fe	le reste	le reste

2.- Technique des traitements.

Les torsions ont été effectuées avec une machine à vitesse variable de 0 à 1200 t/mn. Elle permet d'enregistrer le couple en fonction de la déformation. Elle est décrite fig.2. Les types d'éprouvettes sont indiquées figure 3,4 et 5. Les deux premiers n'ont été utilisés que pour des essais préliminaires, le troisième (fig.5) pour les essais définitifs. Ce dernier permet de fabriquer des lames minces dans des zones parallèles à l'axe de l'éprouvette et déformées de manière presque homogène.

L'une des difficultés de réalisation du traitement thermique est que la température de l'éprouvette doit passer rapidement de la température d'austénitisation à celle de déformation ou de traitement, sans que la transformation perlitique ne commence. Pour la résoudre, nous avons d'abord employé, dans la série d'essais préliminaires, un dispositif de deux fours à résistance, jumelés et mobiles, préalablement réglés aux températures d'austénitisation et de déformation. L'éprouvette était retirée d'un four, puis enfournée aussitôt dans l'autre.

Ensuite nous avons utilisé un four à chauffage par radiation. De rapides variations de la température étaient alors possibles dans le four lui-même.

L'éprouvette montée sur la machine subissait alors entièrement le traitement dans ce four. Le refroidissement de la température d'austénitisation à celle de déformation durait deux à trois minutes. La température était contrôlée

d'après les indications du thermocouple installé dans la tête de l'éprouvette (fig.6). Un étalonnage préalable avait montré qu'avec le dispositif employé, les différences de température entre le milieu de l'éprouvette et la tête étaient réduites jusqu'à moins de 8°C. Les cycles étaient contrôlés et la reproductibilité satisfaisante.

Tous les traitements étaient effectués sous un faible courant d'argon. Enfin, l'éprouvette était refroidie à l'air ou trempée par injection d'eau dans le tube de protection suivant le schéma indiqué figure 6. Dans ce cas, la trempe prenait quelques secondes.

Les déformations par laminage ont été effectuées avec un laminoir de 30 tonnes déroulant à 7 m par minute. Les barres rondes de 30 mm de diamètre étaient d'abord transformées en plats de 25 mm d'épaisseur à 1000°C. Plusieurs types de traitement ont été réalisés :

- dans la première série d'essais sur l'acier 35 CD 4, les barres subissaient d'abord une austénitisation de 30 mn à 900°C puis elles étaient plongées dans un bain de sel à 650°C ou 700°C et laminées jusqu'à une réduction maximale de 75 % de la section. Entre les passes de 10 à 15 %, elles étaient remises dans le bain de sel. Les variations de température étaient évaluées à 50°C maximum.

Dans la deuxième série, les barreaux étaient placés aussitôt après l'austénitisation, dans un four à moufle à 700°C. Ils étaient laminés de 40 % en une passe. Ensuite, ils étaient enfournés dans un four à moufle à 610°C pour 3 h, puis de nouveau dans le four à 700°C. Ils subissaient enfin deux passes de 30 % chacune, séparés par 3 minutes dans le four, et étaient refroidis à l'air.

3.- Techniques d'observation des structures.

Suivant la finesse cherchée de l'observation, nous avons opéré par examen de sections polies au microscope optique, au microscope électronique à balayage (stréréoscan), ou par examen de lames minces et de répliques au microscope électronique par transmission.

Les observations par microscopie optique ont été faites suivant les techniques habituelles. Après polissage, les échantillons étaient attaqués au nital à 2 %, au picral, ou au réactif de Beaujard. Les sections des éprouvettes de torsion étaient perpendiculaires à l'axe. Celles des éprouvettes laminées étaient longitudinales, parallèlement à la direction du laminage.

Par microscopie électronique par balayage, nous avons examiné quelques sections polies et attaquées au nital ou au brome-éthanol. Nous avons observé les faciès de rupture des éprouvettes de résilience.

Les répliques d'extraction et les lames minces provenaient de sections longitudinales proches de la périphérie d'éprouvettes de torsion, et de sections d'échantillons laminés. Elles ont été obtenues par les techniques usuelles. Après le dépôt d'un film de carbone par évaporation sous vide, les répliques étaient extraites au brome éthanol.

Après découpage à la machine à étinceler, les sections étaient amincies chimiquement, et les lames minces obtenues par un amincissement électrolytique dans un bain acéto-chromique, sous une tension de 10 V environ, suivant la méthode de la fenêtre.

4.- Essais mécaniques.

Les essais de dureté Vickers ont été effectués avec une machine Testwell sous une charge de 30 kg.

Les essais de traction ont été effectués sur des éprouvettes plates (figure n°7) à la vitesse de 0,2 cm/mn, soit sensiblement $0,15 \text{ \%}/\text{sec}^{-1}$.

Les essais de résilience ont été faits avec des petites éprouvettes à entaille en V à 60° (type DIN 50 119-3 x 4 x 27 mm (figure 8)) découpées dans les sens indiqués par la figure n°9. La température de transition ductile-fragile correspond à la valeur moyenne de Kv. Les valeurs n'ont que des significations relatives à ce type d'éprouvette.

II.- STRUCTURES DE REFERENCE.

Nous avons effectué certains traitements thermiques de référence, d'une part afin de pouvoir choisir les traitements thermomécaniques, d'autre part afin de caractériser les modifications de structures qu'ils entraînent. Nous avons cherché pour chaque acier le traitement d'austénitisation le plus pratique, et déterminé le domaine perlitique. Nous avons observé les structures perlitiques et les structures obtenues par trempe et revenu à 700°C . Nous nous sommes attachés aux particularités morphologiques de la cémentite perlitique, car elles sont susceptibles de jouer un rôle dans les mécanismes

de déformation et de globularisation.

1.- Acier 35 CD 4.

C'est un acier hypo-eutectoïde. Le diagramme T.T.T. est reproduit figure 10. A l'état brut de réception, la structure est partiellement globularisée. Elle contient beaucoup d'inclusions nettement alignées. Un effet de texture en bandes subsiste sur les structures obtenues par traitement thermique, après une austénitisation de 30 minutes à 900°C.

La transformation perlitique isotherme conduit à une structure formée de grains de ferrite pro-eutectoïde et de modules de perlite dans tout le domaine (figure 12). La ferrite pro-eutectoïde se forme surtout aux joints de l'austénite. Les grains sont souvent équiaxes, plus abondants vers 700°C que vers 600°C. L'observation par microscopie électronique par transmission d'une structure formée à 650°C montre que les modules de perlite sont constitués de l'imbrication de monocristaux lamellaires de ferrite et de cémentite. Chaque module contient souvent une seule famille lamellaire. Parfois il continue la ferrite pro-eutectoïde. La cémentite est généralement lamellaire, quelquefois en tiges. Les lamelles sont régulièrement espacées. Chacune présente souvent, l'une des anomalies de régularité suivantes: interruptions des lamelles, qui sont reliées en volume en dehors du plan de coupe, ramifications, changements angulaires de direction, morphologies torsadées, détournement autour d'inclusions. Les dislocations à l'interface de la ferrite et de la cémentite sont nettes et nombreuses (figure 12 C). La présence de défauts cristallins dans la

cémentite n'a pas été décelée, elle n'est pas exclue, mais certainement rare.

La microstructure après une trempe et un revenu de 30 mn à 700°C est reproduite figure 13. Elle est constituée de ferrite et de carbures. Les particules de carbures sont globulaires ou en forme de bâtonnets. Elles sont dispersées surtout dans des joints ou des sous-joints de la ferrite. Leur taille est de l'ordre de 0,2 μ . La ferrite est divisée en sous-grains dont la taille est de l'ordre du micron et qui sont très faiblement désorientés entre eux, de l'ordre de quelques minutes. Leurs parois sont formées de fines barrières de dislocations ou de réseaux de polygonisation.

2.- Acier CX 80 f.

C'est un acier très légèrement hypereutectoïde. A l'état brut de livraison, la structure est totalement globulaire, à particules de plusieurs microns. Après divers essais, nous avons choisi 30 mn à 1000°C comme austénitisation, de manière à dissoudre tous les carbures. La taille du grain austénitique est alors d'environ cinquante microns.

Nous n'avons pas trouvé de diagramme T.T.T. pour cet acier. Nous l'avons donc déterminé partiellement par dilatométrie et par métallographie (figure 11). La température influence beaucoup sur la cinétique. Son contrôle doit donc être excellent. Pour la plupart des études de structures, nous avons effectué les transformations perlitiques dans le domaine 675°C-700°C. Dans ce cas, on peut facilement observer la perlite, et par une trempe à l'eau, l'austénite métastable se transforme en martensite.

La perlite formée est essentiellement lamellaire, quelquefois en tiges ou en globules. Lorsqu'à lieu une très faible décarburation, un liséré discontinu de cémentite pro-eutectoïde apparaît. Les grains de perlite sont constitués de un ou plusieurs modules. Chaque module est formé par l'imbrication de deux familles lamellaires monocristallines, l'une de ferrite, l'autre de cémentite (figure 14). L'examen de quelques plages en diffraction électronique a montré que chaque famille était monocristalline et qu'il existait entre la ferrite et la cémentite une relation de pseudo-épitaxie cristallographique réductible à celle de Bagariyaskii, c'est-à-dire fondée sur le parallélisme des plans

$$\begin{aligned}(\underline{001})_C // (\underline{211})_f \\ (\underline{100})_C // (\underline{011})_f \\ (\underline{010})_C // (\underline{111})_f\end{aligned}$$

A l'interface ferrite-cémentite se trouve un réseau de dislocations, sans doute dû au raccordement des deux phases (figure 15 c). Parfois, des particules de cémentite pro-eutectoïde, situées aux joints, sont en continuation avec la famille lamellaire de cémentite (figure 15 d). La ferrite contient quelques sous-joints de faible désorientation (figure 15 b-15c).

La cémentite est sous forme de lamelles ou de larges lanières, comme le montrent nettement les micrographies obtenues au microscope à balayage (figure 16). Ces lanières sont parfois planes, régulières et parallèles sur de longues distances. Mais souvent, elles sont tordues, torsadées et s'épanouissent parfois en corolles. On remarque clairement sur ces figures les particularités de morphologies ; des "fenêtres", trous dans la lamelle

de cémentite (figure 16 d), des contours en "doigts de gants" (figure 16 e), des fentes dans les familles (figures 16 c), des changements brusques de direction, des déviations autour d'inclusions.

CHAPITRE III

MECANISME DE FORMATION DES STRUCTURES FINEMENT
GLOBULARISEES PAR TRAITEMENT THERMOMECHANIQUE
DANS LE DOMAINE PERLITIQUE

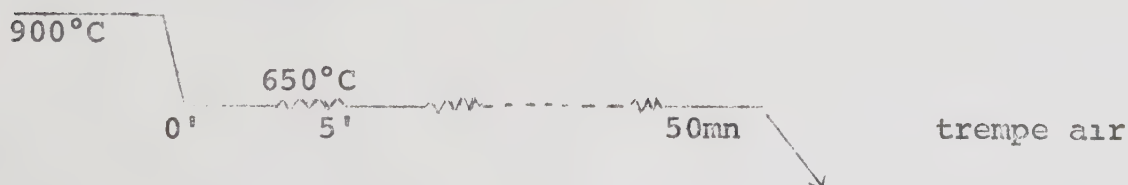
I - TRAITEMENT D'ISOFORMING

Nous avons effectué d'abord, sur l'acier 35 CD 4, des traitements de torsion et de laminage à 650°C et 700°C, suivant diverses séquences de déformation. Un traitement à plus basse température n'était pas possible avec le premier dispositif expérimental employé, car la transformation perlitique était fortement avancée lorsque la température était stabilisée.

Nous exposons successivement dans les deux paragraphes suivants, les observations sur les structures, puis celles sur l'influence des paramètres expérimentaux.

1. - Microstructure -

Un traitement d'isoforming par exemple à 650°C, schématisé ci-dessous, conduit à d'importantes variations de la microstructure.



Tous les 5 minutes l'éprouvette du type n° 2 a subi une torsion de 1 tour, c'est-à-dire 20 %.

Au centre d'une éprouvette de torsion ainsi traitée s'est formée une structure de grains de ferrite proeutectoïde et de perlite lamellaire. Pour des taux de cisaillement croissant jusqu'à 200 %, la structure évolue peu à peu vers une structure biphasée constituée d'une matrice de ferrite aux grains très fins, et de particules globulaires de cémentite, fines (0,05 à 0,5 micron), et réparties de manière quasi-homogène (figure 17).

Les structures écrouies de 30 à 70 % sont intermédiaires. On distingue encore des grains de ferrite proeutectoïde de 5 à 10 microns, et des grains de perlite dans lesquels la cémentite est partiellement globulaire.

Les structures obtenues par laminage sont analogues (figure 18). Elles sont cependant moins homogènes que par torsion. Les grains de ferrite proeutectoïde sont allongés et contiennent parfois à leurs joints de gros carbures. Dans les zones de perlite, les particules de cémentite sont tantôt globulaires (figure 18 c), tantôt lamellaires mais partiellement globularisées (figure 18 b). Dans la matrice de ferrite, on note la présence d'une sous-structure constituée de sous-grains de taille variée (0,2 à 1 micron) plus ou moins bien formés. Certains contiennent des enchevêtrements très denses de dislocations ; d'autres sont limités par des sous-joints de polygonisation qui s'appuient souvent sur les carbures.

2.- Influence des paramètres du traitement.

A partir des nombreux essais réalisés, nous avons constaté, qu'à température et durée de traitement fixées, le paramètre important est le taux de déformation. Les changements de microstructures ne sont considérables, que si ce taux atteint au moins 50%. Les structures les plus homogènes n'ont été obtenues que par torsion, avec des déformations supérieures à 80%.

La température modifie la cinétique de la décomposition de l'austénite. Des traitements, par ailleurs identiques, mais à des températures différentes, ne sont pas directement comparables. De nos divers essais, il est apparu que la formation de la sous-structure dans la ferrite dépend du taux de déformation, et peu de la température, mais le domaine examiné est faible (650°C - 700°C).

Des traitements identiques, 75% de déformation en 50 mn par passes toutes les cinq minutes, l'un à 650°C , l'autre à 700°C , mènent à des microstructure analogues. Cependant, lorsque le traitement est effectué à 700°C , les carbures sont un peu plus gros, et quelques signes de recristallisation apparaissent dans la ferrite.

Les structures observées sur l'aciers 35 CD 4 sont analogues à celles qui ont été décrites (3), sur un acier plus chargé en carbone. Comme nous l'avons déjà souligné le traitement met en jeu de nombreux phénomènes, et son interprétation est complexe. C'est pourquoi, nous avons examiné séparément chaque phase du traitement, et nous discuterons des mécanismes de formation à la lumière de ces résultats

II.- ECROUISSAGE DE L'AUSTÉNITE DANS LE DOMAINE 650°C-700°C.

Dans les traitements du type A figures 19 et 20, l'austénite métastable est écrouie vers 680°C et aussitôt trempée. Nous cherchons ainsi à connaître les mécanismes de déformation de l'austénite, et en particulier, à savoir si une recristallisation se produit. Nous avons précisé dans ce cas l'influence du taux de déformation. Nous avons examiné qualitativement l'effet de la vitesse, de la température et du fractionnement de l'écrouissage.

Nous avons ensuite examiné, si la perlite formée dans une austénite écrouie est différente de celle qui se forme à partir de l'austénite non écrouie. Pour cela nous avons effectué divers traitements. Dans les traitements du type B figures 19 et 20, l'austénite écrouie se transforme aussitôt en perlite, dans les basses températures du domaine.

Dans les traitements du type C figures 19 et 20, l'austénite écrouie se transforme en perlite à la même température. Dans ce cas, elle dispose d'une durée variable, de l'ordre de quelques minutes ou quelques dizaines de minutes, pour évoluer après l'écrouissage, et avant la transformation perlitique.

Nous avons regroupé, pour l'exposé, les phénomènes analogues, et nous décrirons d'abord les modes de déformation de l'austénite, puis l'influence de cet écrouissage sur la formation de la perlite. Nous discuterons en conclusion le rôle de cet écrouissage dans un traitement thermomécanique.

1.- Influence sur l'austénite elle-même.

Nous avons cherché à déterminer, dans qu'elles conditions l'austénite recristallise, et si sa restauration est rapide. Outre les traitements du type A figures 19 et 20, nous avons effectué, d'une part des traitements du même type, mais où un maintien isotherme de plusieurs minutes dans le domaine austénitique succède à l'écrouissage ; d'autre part des traitements d'écrouissage fractionné.

Nous avons examiné dans chaque cas la courbe de torsion, et la structure en fonction du taux. L'examen n'a pas été systématique et exhaustif. Nous avons parfois utilisé les résultats partiels de traitements qui avaient une autre destination.

Pour l'acier XC 80 f, le tableau des traitements est indiqué figure 21. Le diagramme de transformation ne permet d'étudier qu'un faible domaine de température. En dessous de 675°C , le dispositif expérimental ne permet pas de produire un écrouissage de l'austénite seule, car lorsque la température est stabilisée, la transformation perlitique est commencée.

Le tableau des traitements sur l'acier 35 CD 4 est reproduit figure 22. Nous avons pu opérer à des températures plus basses, de 655°C à 685°C , car la transformation est plus lente. Pour les deux aciers, nous avons effectué les torsions à deux vitesses assez différentes ($0,03 \text{ sec}^{-1}$ et $5,4 \text{ sec}^{-1}$ ou $7,5 \text{ sec}^{-1}$).

A.-Courbes de torsion.

Les courbes d'écrouissage ont une allure caractéristique, identique pour les deux aciers, du type de celle de la figure 24. Le couple croît lentement, et passe par

un maximum. Il se stabilise ensuite lorsque la vitesse est faible ($0,03 \text{ sec}^{-1}$), ou décroît progressivement lorsqu'elle est forte ($5 \text{ à } 7 \text{ sec}^{-1}$). Le nombre de tours avant la rupture est important (voir figures 24 et 25).

A même température, le couple maximal, le couple de régime et le nombre de tours avant la rupture augmentent lorsque la vitesse croît. La déformation correspondante au couple maximal ne varie pas nettement.

A même vitesse, le couple maximal, le couple de régime croissent lorsque la température diminue, tandis que le nombre de tours avant la rupture décroît.

B.- Modification de la structure.

Par une trempe aussitôt à la fin de la torsion, on obtient une structure bainito-martensitique, dans laquelle nous avons pu révéler les anciens joints de l'austénite par attaque au réactif de Beaujard. La recristallisation, que nous présumons dynamique, de l'austénite est alors mise en évidence. En effet, en deçà d'un certain seuil de déformation la taille des grains est inchangée. Au delà de ce seuil, les grains sont affinés et équiaxes, et leur taille ne dépend pas du taux de déformation. L'affinement est considérable, dans l'acier XC 80 f, comme le montre la figure 23.

Il est beaucoup plus faible dans l'acier 35 CD 4 (figure 26). Le seuil d'environ 40% correspond approximativement à la déformation obtenue lorsque le couple est maximal.

Nous n'avons pas précisé l'influence de chaque paramètre sur la taille du grain recristallisé, car certaines trempes étaient insuffisantes, et une transformation

troostitique ou bainitique rendait difficile la révélation des joints de l'austénite. Il nous est apparu cependant, que la taille du grain recristallisé ne dépend pas beaucoup de la vitesse dans l'intervalle considéré.

Après un maintien de 2 heures à la température de déformation, postérieur à l'écrouissage, les grains recristallisés sont devenus de taille plus variée. Cela est sans doute dû au grossissement de certains grains.

C. - Influence du fractionnement.

L'effet de plusieurs déformations successives est d'une grande importance pratique. Pour en avoir une idée, nous avons effectué quelques traitements. Une éprouvette d'acier XC 80 f a subi, à 0,083 t/sec, 2 passes de 1000% de déformation séparées par 7 minutes. Les deux parties de la courbe de déformation sont quasi-identiques. Cela signifie que dans ce cas, la structure s'est totalement restaurée entre les passes. Les déformations successives n'ont pas alors d'effet cumulatif.

Une éprouvette d'acier 35 CD 4 a subi le traitement suivant : torsion jusqu'au maximum du couple, 10 secondes d'arrêt, puis torsion jusqu'à la rupture. Les deux parties de la courbe de torsion, (parties A et B figure 25) ne sont pas identiques. La montée du couple dans la partie B n'est pas instantanée, et la déformation cumulée correspondant au maximum du couple est légèrement supérieure à celle de l'écrouissage en une seule fois.

Cela montre que la structure s'est partiellement restaurée entre les passes.

2.- Influence sur la transformation perlitique.

Nous avons examiné quatre cas, suivant que l'austénite est recristallisée ou non avant la transformation perlitique, et suivant que celle-ci se produit quelques secondes, ou plusieurs dizaines de minutes après la fin de l'écrouissage. Nous avons observé la cinétique de la transformation par des traitements au cours desquels la transformation perlitique était partielle.

Lorsque l'écrouissage est inférieur au seuil de recristallisation, environ 50%, la morphologie de la structure perlitique, en particulier la taille des nodules et l'espacement interlamellaire, ne sont pas modifiés. La cinétique de la transformation n'est pas nettement affectée.

Lorsque l'écrouissage provoque une recristallisation de l'austénite, le comportement est différent suivant que la transformation se produit ou non dès la fin de l'écrouissage. Lorsque le maintien isotherme a lieu vers 680°C-700°C, la transformation commence plusieurs minutes après l'écrouissage. Dans ce cas la structure est peu affectée. Dans l'acier XC 80 f, les nodules sont de tailles variées. Les lamelles sont régulières. L'espacement interlamellaire est inchangé. Dans l'acier 35 CD 4, la structure est moins régulière. Les grains de ferrite pro-eutectoïde qui forment un réseau aux joints de l'austénite, sont de taille variée, ainsi que les nodules de perlite. La morphologie de la perlite est en quelques endroits, très irrégulière, en particules aux formes compliquées. Lorsque le maintien isotherme a lieu à plus basse température, la transformation commence dès la fin de l'écrouissage, et se produit rapidement.

Dans ce cas, la structure est affinée. Dans l'acier XC 80 f, les nodules de perlite sont plus fins. Leur taille est comparable à celle du grain austénitique recristallisé. Dans l'acier 35 CD 4, la ferrite pro-eutectoïde forme un réseau plus resserré, et les nodules perlitiques sont plus petits, comme on le voit sur la figure 27.

Nous n'avons pu examiner la modification éventuelle de la cinétique de la transformation dans l'acier XC 80 f. Dans l'acier 35 CD 4, la transformation est nettement accélérée, lorsque l'austénite a été écrouie au delà du seuil de recristallisation. Ainsi par exemple, sur une éprouvette de torsion partiellement transformée, après avoir subi 2000% de déformation à 700°C (figure 28), nous observons à la périphérie des grains de ferrite pro-eutectoïde plus petits, plus nombreux et plus disséminés qu'au centre.

Nous avons vérifié les résultats précédents dans des traitements de laminage sur l'acier 35 CD 4. Dans la structure trempée aussitôt après une passe de 40% à 700°C, les anciens grains d'austénite sont équiaxes et plus fins qu'après le traitement d'austénitisation. La recristallisation s'est donc produite. La structure obtenue par trempe après une passe de 40% de réduction à 700°C et un séjour de 3h à 610°C, est ferrito-perlitique à bandes. Les bandes de ferrite pro-eutectoïde sont nettement plus rapprochées, et les grains de ferrite plus disséminés que lors d'un traitement thermique.

3. - Interprétation et discussion.

La recristallisation de l'austénite, au delà d'un certain seuil de déformation, variable suivant les conditions, est donc certaine. Notre dispositif expérimental ne permet

pas de distinguer avec certitude, si cette recristallisation est dynamique ou statique. En rapprochant ces résultats d'autres d'observations, en particulier celles de ROSSARD (8, 9, 10), nous présumons que les phénomènes sont analogues à ceux de l'écrouissage de l'austénite à plus haute température. Le palier de la courbe de torsion correspond alors à une phase de recristallisation dynamique, et il se produit ensuite une recristallisation statique, sans doute rapide. La décroissance progressive du couple au delà de son maximum, aux grandes vitesses, est due sans doute à l'augmentation de température créée par l'écrouissage lui-même.

L'absence de modification de la transformation perlitique, lorsque l'austénite est écrouie en deçà du seuil de recristallisation, est difficile à interpréter et à étudier expérimentalement. On peut penser simplement que, en particulier vers 700°C, la restauration de l'austénite est très rapide. Dans ce cas, la transformation perlitique se produit comme dans une austénite non écrouie. Nos expériences ne permettent pas de juger de l'état réel de restauration au moment de la formation de la perlite. L'observation d'une structure déformée pendant la transformation apporte peu de choses, car le phénomène est masqué par la déformation des produits de la transformation. Il n'est donc pas exclu, que dans d'autres conditions, la structure perlitique hérite des défauts de l'austénite.

L'accélération de la transformation, lorsque l'austénite recristallise plus finement, peut être attribuée simplement à cet affinement. La vitesse de germination de la ferrite proeutectoïde, et celle d'apparition des nodules perlitiques, augmentent, car l'aire spécifique des joints

de grains recristallisés, est alors identique à celle qui se forme par traitement thermique à partir d'un fin grain d'austénite. L'accélération de la transformation par un écrouissage préalable ou concomitant a été observé déjà sur plusieurs autres aciers (17, 18, 3).

Nos observations montrent que, dans les conditions considérées, l'écrouissage de l'austénite métastable ne participe pratiquement pas à la formation des structures à cémentite finement sphéroidisée. Le rôle possible de cet écrouissage dans un traitement thermomécanique pour améliorer les propriétés mécaniques équivaut à un affinement de la taille des grains.

Lors de la mise en oeuvre de cette phase de traitement, l'utilisateur a intérêt à rechercher comment obtenir la plus fine recristallisation. Il rencontrera les mêmes problèmes pratiques, que lors du laminage contrôlé et de traitement thermomécanique de haute température.

III.- ECROUISSAGE DES STRUCTURES PERLITIQUES ET FERRITO-PERLITIQUES DANS LE DOMAINE 600°C-700°C - ET ECROUISSAGE PENDANT LA TRANS- FORMATION PERLITIQUE.

Nous avons ensuite examiné l'effet de l'écrouissage après la transformation perlitique, surtout sur l'acier XC 80 f. Nous avons effectué divers essais de torsion suivant les schémas de traitement D et E figure 19. Par examen de lames minces, issues des éprouvettes de torsion, en microscopie électronique par transmission, et par examen en microscopie électronique à balayage de sections de ces mêmes éprouvettes, nous avons analysé les modes de déformation, les sites de sphéroidisation dans la cémentite, et les caractères de la sous-structure dans la ferrite. Les observations

correspondantes sont décrites, pour chaque acier, dans le premier paragraphe. L'influence des paramètres expérimentaux sur l'état de globularisation de la cémentite et de la taille de la sous-structure a été partiellement étudiée. Elle est rapportée au paragraphe B.

Nous nous sommes heurtés dans ce cas au problème de la caractérisation quantitative de la structure. En effet, les faibles différences sur les états de globularisation partielle, ne sont pas facilement appréciables par simple examen en microscopie optique. Les diversités d'états peuvent être attribués de plus, aux fréquentes hétérogénéités locales dues au mode de déformation, et à la complexité de la structure perlitique. Nos descriptions présentent les caractères généraux que l'on observe, sans s'attarder sur les particularités.

1.- Écrouissage de la perlite de l'acier XC 80 f.

Les caractéristiques des principaux essais sont regroupés sur la figure 30.

A.- Mécanismes d'écrouissage de la perlite et sphéroidisation de la cémentite.

Nous avons examiné les variations de la structure en fonction du taux de déformation à 660°C-680°C. Les caractères décrits ci-dessous sont indépendants de la vitesse de torsion et de la taille de la perlite initiale.

L'évolution de la structure dépend à la fois du taux de déformation et de l'orientation de la famille de cémentite. Lorsque les taux sont faibles, inférieurs à 40% environ, les familles tendent à s'orienter dans la direction de la déformation. L'espacement interlamellaire diminue,

surtout lorsque la famille est presque parallèle à la déformation. Certaines familles, surtout celles qui sont presque perpendiculaires à la déformation, se plient en bandes, ou sont cisailées, ou transformées en une suite de particules ovoïdes. Dans la ferrite, une sous-structure nette, appuyée sur les lamelles, est formée. Des exemples sont reproduits figure 31. Lorsque les taux sont plus élevés, 25 à 50% suivant l'orientation, la cémentite est pratiquement entièrement globularisée. Elle est sous forme de particules plus ou moins allongées, visiblement issues des lamelles. Ces particules sont interconnectées soit directement, soit par des sous-joints dans la ferrite. L'examen en microscopie électronique par transmission révèle la formation d'une sous-structure cellulaire très caractérisée dans la ferrite (figure 33). Ces cellules forment une mosaïque (figure 33 a). Elles sont désorientées de plusieurs degrés les unes par rapport aux autres. Les parois sont constituées de lamelles de cémentite, ou de particules issues de ces lamelles et de sous-joints de polygonisation ou de barrières de dislocations dans la ferrite, dans des directions quasi-perpendiculaires aux lamelles. Cet examen révèle aussi de fortes déformations plastiques dans la cémentite. Celle-ci contient de grandes dislocations (figure 33 b). Fréquemment, les lamelles sont courbées, pliées et divisées en ovoïdes nettement désorientées les unes par rapport aux autres, par de très fines barrières de dislocations, comme le montre les figures 33 d, et 33 f.

La sphéroïdisation des lamelles de cémentite est amorcée sur trois types de sites.

a - Les extrémités des lamelles grossissent, surtout lorsqu'elles sont prolongées par un sous-joint dans la ferrite. Les figures 33 e; 34 b et f en donnent des exemples.

b - A l'endroit où un sous-joint de la ferrite rejoint l'interface, la lamelle est épaissie, comme si la cémentite s'était peu à peu déposée dans le joint. On peut le remarquer sur les figures n° 33 c - 33 e - 34 f.

c - A l'endroit où se trouve une barrière de dislocations dans la cémentite, ou un autre défaut plan, la lamelle est rétrécie. Les micrographies b-d-f de la figure 33 en donnent des exemples. L'interface entre la ferrite et la cémentite est devenu concave par dissolution de la cémentite, et épaississement de la zone environnante.

Un angle s'est formé entre les deux parties de l'interface situées de chaque côté du défaut. Les formes variées des particules que l'on observe par exemple sur la figure n° 34 au microscope à balayage, sont dues à l'action conjuguée de ces phénomènes. La taille de la sous structure dans la ferrite dépend de l'espacement interlamellaire initial, et aussi de l'espacement des sous-joints transversaux.

Les courbes de torsion sont du type de la figure 35. La consolidation initiale est très rapide. Le couple passe par un maximum pour une déformation de 5 à 10%. Puis il décroît rapidement, presque linéairement, jusqu'à la rupture.

Le nombre de tours avant la rupture est faible, 1 à 2 tours, c'est-à-dire 0,35 à 0,70 de déformation généralisée. Cet aspect de la courbe est lié à l'évolution de la structure. Le durcissement initial accompagne la formation de la sous-structure dans la ferrite. La déformation plastique de la cémentite, puis sa rapide sphéroidisation provoque un adoucissement. Ces dernières observations sont conformes aux essais rapportés précédemment (6, 15, 45).

B. - Influence des paramètres expérimentaux.

L'examen est qualitatif, car, comme nous l'avons souligné la caractérisation de la structure est complexe. De plus, lors des essais de torsion de la perlite à chaud, la déformation n'est pas homogène le long de l'axe, alors qu'elle l'est lors de la torsion d'austénite. Cela est certainement dû à l'évolution de la structure perlitique elle-même. En effet, celle-ci s'adoucit très vite au delà d'un faible seuil de déformation, et les zones ainsi adoucies tendent à se déformer plus facilement. Cette hétérogénéité limite ainsi la comparaison précise des courbes de torsion et des taux de déformation.

Cinq facteurs expérimentaux interviennent à priori : le taux de la déformation, sa température, sa vitesse, la structure perlitique initiale, et la durée ultérieure du maintien isotherme. Le fractionnement de la déformation est également un facteur technique important.

a - Taux de déformation.

C'est le facteur important de l'état de globularisation. La sous-structure apparaît dans la ferrite dès de

faibles taux (10 à 20%) sous forme de cellules limitées par des lamelles. Son évolution en fonction du taux n'a pu être finement examinée. La cémentite est d'autant plus sphéroidisée que le taux est fort. La globularisation est totale pour un taux d'environ 50% ; ce taux est approximatif, car l'état de globularisation dépend de l'orientation initiale de la famille lamellaire. Des taux de l'ordre de 100% ne sont pas possibles en une seule torsion.

b - Température de déformation.

Nous l'avons fait varier dans un faible domaine (660°C-700°C). A structure initiale identique, les modifications créées par l'écrouissage sont analogues. La sous-structure est toujours bien formée, et la globularisation totale si le taux est suffisant.

c - Vitesse de déformation.

Nous avons opéré diverses torsions à la même température (680°C), sur des structures perlitiques identiques formées à 680°C, à trois vitesses différentes (0,003-0,03, et 3 sec.⁻¹). Les structures obtenues pour un même taux de déformation de 30% sont à peu près identiques. La globularisation est partielle. Nos expériences sont insuffisantes pour être comparées à celles que l'on rapporte (63). Suivant ces dernières, la taille des particules, pour un taux de 100%, est une fonction décroissante de la vitesse de déformation.

Lorsque la vitesse augmente, le couple de torsion maximal augmente, et le nombre de tours avant la rupture diminue légèrement, à quelques distorsions près que nous attribuons aux erreurs expérimentales (figure 30).

d. Structure perlitique initiale.

L'espacement interlamellaire de la perlite est un facteur important de la taille de la sous-structure et des particules.

Nous avons effectué plusieurs torsions à la même température (660°C), à la même vitesse de déformation ($0,03 \text{ sec}^{-1}$, mais après des maintiens isothermes à des températures variées du domaine perlitique : 550°C , 600°C , 680°C . Ainsi les espacements interlamellaires sont différents : environ $0,7 \text{ micron}$ à 680°C , et $0,1 \text{ micron}$ vers 550°C . Les évolutions des structures en fonction du taux de la déformation sont qualitativement analogues et conformes à la description du paragraphe A. La taille de la sous-structure formée dans la ferrite diminue lorsque l'espacement interlamellaire diminue, car les cellules sont toujours limitées partiellement au moins par les particules de cémentite. Pour un même taux de déformation (50%), les globules formées, qui sont visiblement issus de la sphéroidisation des lamelles suivant les processus précédemment décrits, sont d'autant plus petits, plus nombreux et plus rapprochés que l'espacement interlamellaire de la perlite initiale est faible.

Quant aux courbes de torsion (figure 35), elles sont conformes aux essais déjà rapportés (15). Le couple maximal et le nombre de tours avant la rupture sont plus grands, lorsque la perlite est fine.

e. Influence du maintien ultérieur.

Nous avons fait subir à plusieurs parties d'une éprouvette de torsion des recuits de durée variée (de 0 à 2h)

à 700°C). La globularisation de la perlite par traitement thermique est d'autant plus rapide, que la structure initiale est écroûie. Lorsque la structure n'est que partiellement sphéroidisée, elle le devient plus. Lorsqu'elle est presque entièrement sphéroidisée, des signes de coalescence de la cémentite et de recristallisation de la ferrite apparaissent progressivement. Cette évolution reste assez lente, et les structures sans recuit et avec 30 mn de recuit sont presque identiques.

f. Influence du fractionnement de la déformation.

Nous avons effectué plusieurs torsions sur des structures perlitiques identiques avec des durées variées, de 10 secondes à 15 minutes; entre des passes de 10% environ.

Lorsque les durées sont faibles, de l'ordre de la minute, aucun changement structural nouveau n'apparaît. La structure est voisine de celle formée en une seule passe pour le même taux. La courbe de torsion montre que la structure évolue très peu entre les passes. Le couple remonte quasi instantanément à la valeur de la passe précédente, le nombre de tours avant rupture n'est que légèrement augmenté.

Lorsque ces durées sont grandes de l'ordre de 15 minutes sur un traitement de 3h, la structure formée en périphérie est très nettement coalescée. La ferrite est en voie de recristallisation et la sous-structure est plus grosse : les carbures sont de taille variée. Beaucoup de gros de 0,5 à 1 micron, sont situés sur les joints ferritiques. La courbe de torsion montre que la structure s'adoucit beaucoup. Le nombre de tours avant la rupture est considérablement augmenté (9 tours au lieu de 2 tours).

2.- Ecrrouissage des structures ferrito-perlitiques de l'acier 35 CD 4.

Nous avons prêté attention de plus à l'écrrouissage de la ferrite pro-eutectoïde. Nous avons examiné plus rapidement l'écrrouissage de la perlite, car il est apparu semblable à celui de la perlite de l'acier XC 80 f. Nous avons effectué divers essais de torsion, et aussi de laminage. Nous allons décrire successivement les mécanismes de l'écrrouissage et l'influence des paramètres expérimentaux. Les caractéristiques des principaux traitements sont décrites figure 32.

A.- Mécanisme d'écrrouissage.

La figure 36 reproduit le centre et la périphérie d'une éprouvette déformée à 660°C. Au centre, la ferrite pro-eutectoïde est en grain polygonaux, et la perlite lamellaire (figure 36 a). Au fur et à mesure que le taux de déformation augmente, la structure évolue peu à peu jusqu'à ce que la matrice de ferrite soit divisée en sous grains, et la cémentite totalement globularisée dans les zones perlitiques (figure 36 b). Lorsque le taux est faible (20%), la ferrite pro-eutectoïde se divise en sous-grains fins (0,5 à 1 micron) dans les zones perlitiques, la déformation plastique des lamelles est importante. Lorsque le taux est plus fort, vers 50%, les coupures entre la ferrite pro-eutectoïde et les zones perlitiques s'estompent. Il ne reste qu'une division en bandes diffuses. La sphéroidisation de la cémentite est quasi-complète.

Les mécanismes de déformation de la perlite sont identiques à ceux que nous avons décrits sur l'acier XC 80 f. Cependant, les sous-grains dans la ferrite perlitique sont beaucoup bien moins formés que dans l'acier XC 80 f. Les dislocations forment par endroit des enchevêtrements à peine polygonisés.

Lorsque le taux de déformation est considérable, 200% et au delà, les bandes de ferrite pro-eutectoïde sont très atténuées et la structure est quasi-homogène. Quelques signes de coalescence de la cémentite, de recristallisation dans la ferrite, et de grossissement de la sous structure, poignent.

Les courbes de torsion sont analogues à celles de l'acier XC 80 f. Cependant la consolidation initiale est moins forte et moins rapide. Le nombre de tours avant la rupture est beaucoup plus important. Ces deux particularités sont expliquées par la présence de ferrite pro-eutectoïde.

B. Influence des paramètres expérimentaux.

Les tendances sont les mêmes que pour l'acier XC 80 f. Tenant compte des résultats sur l'acier XC 80 f, nous avons cherché comment affiner la structure, et quel était l'effet du fractionnement de la déformation. L'effet de la température de la déformation n'a pas été examiné. Celui de la vitesse de déformation n'est pas net dans le faible domaine considéré ($0,3\% \text{ sec}^{-1}$ et $3\% \text{ sec}^{-1}$). La structure déformée à la plus faible vitesse est légèrement plus coalescée pour les forts taux (200%).

Pour affiner la structure, nous avons effectué dans les mêmes conditions des torsions à 660°C . La structure ferrito perlitique formée à 600°C est constituée de grains polygonaux de ferrite pro-eutectoïde plus petits, et de perlite à lamelles plus fines que celle formée à 660°C . Après une déformation d'environ 50%, les sous-grains formés dans la ferrite perlitique, et les sphéroides de cémentite sont plus fins dans la structure formée à 660°C . La comparaison de la taille des sous grains dans la ferrite pro-eutectoïde n'a pu être faite. Les courbes de torsion ont le même aspect. Le couple maximal est plus fort

et la ductilité plus grande lorsque la structure est formée à 600°C. Comme dans l'acier XC 80 f, la taille des sous-grains dans la ferrite, et celle des globules de cémentite sont une fonction croissante de l'espacement initial des lamelles ou de leur épaisseur.

Le fractionnement de la déformation a le même effet que dans l'acier XC 80 f. Lorsque la durée qui sépare les passes est de l'ordre de la minute, le fractionnement n'a pas d'effet. Lorsqu'elle est plus longue (15 mn), la sphéroidisation est accentuée si le taux de déformation est faible, la coalescence de la cémentite et la recristallisation de la ferrite se produisent nettement si le taux de déformation est fort.

Pour mesurer les propriétés mécaniques, nous avons ainsi effectué quelques traitements de déformation fractionnée par laminage. Dans l'un, la section de barreau plat a été réduite de 75% après un maintien de 650°C, en 10 passes séparées par 4 mn de maintien à la même température. Dans l'autre, elle a été réduite de 75% en 3 passes à 700°C, après que la perlite se fut formée à 610°C. Dans ce cas, le fractionnement de la déformation a peu d'effet sur les structures. Celles-ci sont analogues à celles obtenues par torsion, sauf que l'effet de bandes, alternance de bandes de ferrite proeutectoïde et de bandes à particules de cémentite, y est très marqué. Les tailles de la sous-structure et des particules sont plus petites, lorsque la perlite a été formée à 610°C. L'observation des lames minces confirme l'analyse des phénomènes de sphéroidisation de la cémentite. Cependant les sites de sphéroidisation sont moins facilement discernables, la sous-structure cellulaire dans la ferrite est moins nette, et les enchevêtrements de dislocations plus fréquents, que dans l'acier XC 80 f déformé par

torsion. Cela peut être dû, d'une part à une moindre aptitude à la restauration cellulaire de la ferrite de l'acier 35 CD 4 d'autre part au fait qu'au cours des traitements de laminage la température varie de 30°C à 50°C.

3.- Interprétation et discussion.

Nos essais apportent quelques observations nouvelles sur les trois points suivants : mécanismes de la déformation à chaud de la perlite, globularisation à chaud par écrouissage, et facteurs de la taille de la sous-structure et de celle des globules.

A. Mécanismes de déformation de la perlite à chaud.

Les mécanismes élémentaires de la déformation de la perlite vers 650°C-700°C sont les mêmes que ceux de sa déformation à froid. Cependant, deux différences essentielles sont apparues dans leur mise en oeuvre.

Les nombreuses dislocations créées par l'écrouissage dans la ferrite et à l'interface constituent aisément et quasi-instantanément une sous-structure à sous-grains bien formés et nettement désorientés, alors qu'à froid, lorsqu'une sous-structure cellulaire arrive à se former, les enchevêtrements restent nombreux et les parois des cellules confuses. Cela est dû certainement à la beaucoup plus grande mobilité des dislocations à ces températures. Elle permet une polygonisation et une restauration très rapide. Il est possible que, comme on le rapporte pour le tréfilage à froid (57), cette sous-structure soit stable, c'est-à-dire que l'augmentation du taux de déformation entraîne la désorientation progressive des sous-grains plutôt que la création de nouveaux sous-joints.

La cémentite de la perlite subit par ailleurs d'importantes déformations plastiques. La plupart des lamelles se courbent et sont divisée en "sous-lamelles" par des barrières de défauts, dislocations ou défauts plans. Les autres sont cisailées, mais assez rarement. Ce comportement plastique de la cémentite est exceptionnel au cours de la déformation à froid, et limité généralement à quelques bandes de pliages.

B.- Globularisation de la cémentite.

La globularisation de la cémentite se produit pendant l'écrouissage à chaud, et elle est totale si le taux de déformation est suffisant. Les premiers stades de cette globularisation sont la sphéroidisation des lamelles suivant les trois processus que nous avons décrits au paragraphe 2.A. Les trois types de site sont schématisés sur la figure 37. Les deux derniers (37.b - 37.c) sont totalement créés par l'écrouissage. Ceux du premier type (37.a) sont multipliés par l'écrouissage, lorsque l'extrémité est créée par un cisaillement, ou sont rendus plus actifs, par la présence d'un sous-joint dans la ferrite.

La sphéroidisation se produit donc lors de l'écrouissage à chaud, suivant les mêmes processus que la sphéroidisation pendant un recuit qui succède à un écrouissage à froid (47), mais encore plus rapidement. Ces processus expliquent l'aspect des lamelles et des particules en suite d'ovoïdes, lorsque l'écrouissage est insuffisant pour entraîner une totale globularisation, aspect décrit déjà plusieurs fois par d'autres auteurs (45, 46). L'évolution de ces sites de sphéroidisation, peut être due, comme le suggère BARANOV (47), très

récemment, à l'effet conjugué des tensions interfaciales et des gradients de solubilité. Les joints triples des sites sont soumis à la tension du sous-joint, qui est une fonction croissante de son angle de désorientation, et aux tensions de l'interface entre la ferrite et la cémentite, de part et d'autres du joint. Ils tendent à se déplacer de manière que ces tensions s'équilibrent, et que l'extension du défaut diminue. La lamelle de cémentite s'épaissit à l'endroit où se trouve un sous-joint de ferrite, et se retrécit à celui où se trouve un sous-joint dans la cémentite. Ainsi la sphéroidisation est favorisée lorsque les désorientations associées aux sous-joints sont fortes.

Après ce stade de sphéroidisation de la cémentite une coalescence accélérée de la cémentite se produit. La taille moyenne des particules augmente par la dissolution des plus petites au profit des plus grosses.

Ces remarques nous amènent à penser que la très forte accélération de la globularisation par l'écrouissage à chaud est due à l'action conjuguée de plusieurs mécanismes. De nombreux auteurs (7, 45, 46, 63) l'ont attribué surtout à l'accélération des processus de diffusion. De nombreux faits appuient cette interprétation, mais il est très difficile de la vérifier expérimentalement.

Les coefficients de diffusion, en particulier celui du Fer, peuvent être modifiés par des fortes contraintes (68). Il est certain que les nombreuses dislocations, peuvent agir en courts-circuits de diffusion pour le fer (45).

La création de lacunes et les mouvements de défauts favorise aussi une rapide diffusion (46). Nos observations ne permettent pas de préciser l'importance de ces processus de diffusion, mais elles incitent à considérer que l'accélération de la globularisation est due également à l'action de la déformation sur les sites de sphéroidisation. Celle-ci multiplie les sites. Elle augmente ainsi la "force agissante" de la sphéroidisation en modifiant les déséquilibres locaux de solubilité. La sphéroidisation est donc d'autant plus rapide, et les particules d'autant plus fines, que les sites sont nombreux et actifs, c'est-à-dire que les sous-joints sont nombreux et à forte désorientation.

Nous sommes ainsi conduits à proposer de nouvelles hypothèses pour expliquer certaines observations. Il a été constaté (46), qu'un écrouissage à chaud vers 700°C entraîne une plus rapide globularisation, que le traitement d'écrouissage à froid suivi d'un recuit à 700°C. L'écrouissage à froid et à chaud se distinguent par la densité des sites de sphéroidisation créés. L'écrouissage à chaud favorise la déformation plastique de la cémentite, et entraîne la formation immédiate des sous-joints dans la ferrite, alors que celui à froid entraîne une faible déformation plastique de la cémentite, et une moindre réorganisation des dislocations dans la ferrite. Dans ce dernier cas, les sites sont moins nombreux et moins actifs.

On rapporte également (63) que, pour un taux de 100% de déformation, et à partir d'une même structure perlitique, les particules formées sont d'autant plus fines que la vitesse de déformation est grande. On peut penser que cela

est dû, non seulement à l'action sur les processus de diffusion, mais aussi à la modification des sites de sphéroidisation. A plus forte vitesse, la consolidation des sites de sphéroidisation est plus grande, et cela correspond peut être à la formation de sous-joints plus nombreux ou plus désorientés.

C.- Taille de la sous-structure et des particules.

A la lumière des mécanismes précédents, on peut considérer que trois facteurs influent sur la taille de la sous-structure et celle des particules, tant que la coalescence n'intervient pas - l'espacement interlamellaire de la perlite initiale, le taux de la déformation et sa vitesse.

Nos essais ont mis en évidence que la taille des particules et celle de la sous-structure, qui est quatre à huit fois plus grande, sont une fonction croissante de l'espacement interlamellaire de la perlite initiale. Ces faits sont expliqués par les processus de formation. Les particules de cémentite sont issues de la sphéroidisation sur place des lamelles. Elles se rapprochent d'une forme grossièrement sphérique par l'épaississement ou le retrécissement local des lamelles, et tant que les phénomènes de coalescence n'interviennent pas, leur taille n'atteint guère plus de deux ou trois fois l'épaisseur des lamelles. Les cellules de la sous-structure dans la ferrite sont limitées par les particules. Les sous-joints, reliant deux autres sous-joints dans la ferrite, sont rares. La taille des cellules, parallèlement aux lamelles initiales, est plus variée et peut dépendre de manière complexe de l'espacement interlamellaire, suivant les conditions de déformation.

Le taux de déformation peut agir de plusieurs manières sur la taille longitudinale, parallèlement aux lamelles initiales, des particules et des cellules.

Si les sous-joints quasi-perpendiculaires aux lamelles, sont multipliés par l'augmentation du taux de déformation au delà d'un certain seuil, les particules et les cellules seront plus courtes. Si la déformation des sous-joints augmente, plutôt que leur nombre, les particules resteront de même taille mais se formeront plus rapidement, et les cellules de la ferrite changeront de forme sans changer de volume. Les défauts de la cémentite jouent le même rôle sur la taille des particules. Si l'augmentation du taux de déformation accroît leur densité, les particules seront plus nombreuses et plus petites, alors que si elle augmente surtout leurs désorientations, elles resteront de même taille, mais se formeront plus vite. Nos essais n'ont pas précisé cette action. Les résultats sur les structures perlitiques étirées à froid (57), suggèrent que les sous-joints se désorientent de plus en plus.

La vitesse de déformation peut agir suivant des processus analogues, à ceux que nous avons décrits au paragraphe précédent, en modifiant les mécanismes de déformation. Les résultats rapportés suggèrent que l'augmentation de la vitesse de la déformation accroît le nombre des sous-joints, et affine la structure.

Dans les structures ferrito-perlitiques, les mêmes mécanismes sont mis en jeu dans les zones de perlite. Dans la ferrite pro-eutectoïde, une sous-structure se forme, et parfois même une recristallisation se produit. Compte-tenu de l'absence de particules, la taille de cette sous-structure dépend certainement de la vitesse et de la température de la déformation et surtout de son taux. Nos essais ne nous ont pas permis de l'examiner.

4.- Ecrouissage pendant la transformation perlitique.

Nous avons cherché à déterminer, si l'écrouissage pendant la transformation entraînait la formation de structures particulières, que l'on ne pût interpréter par l'effet conjugué de l'écrouissage de l'austénite avant la transformation, et de l'écrouissage de la perlite aussitôt formée. Comme le déroulement exact de la transformation perlitique au cours de l'essai ne peut être connu, nous avons réalisé sur l'acier XC 80 quelques essais, pendant lesquels la torsion commençait dans le domaine austénitique et se poursuivait sans interruption jusqu'à ce que l'austénite fût partiellement transformée en perlite. La vitesse était de $0,3\% \text{ sec}^{-1}$; la température de 700°C . Les éprouvettes étaient au maximum déformées de 250%.

Les structures obtenues sont partiellement transformées. Dans les zones qui ont subi un taux de déformation supérieur à 20% environ, la perlite formée est très hétérogène.

Suivant les endroits, la cémentite est en globules fins, en courtes familles lamellaires régulières, ou déformées et en voie de sphéroidisation. Dans quelques zones rares, les particules ont des formes très contournées, et leur taille dépasse le micron.

Les résultats des paragraphes précédents permettent d'interpréter l'effet de ce traitement. Dans celui-ci, l'austénite se transforme au cours de la déformation, après avoir subi des taux de déformation variés, liés à la cinétique de la transformation. La perlite formée est aussitôt écrouie. D'après les observations de la structure, la croissance lamellaire de la perlite n'est pas inhibée. Les morphologies de la cémentite peuvent être dûes à des stades divers de l'écrouissage de la perlite.

S'il n'est pas exclu que, dans des conditions particulières, la perlite hérite des défauts de l'austénite, et que la croissance soit modifiée par l'application d'une déformation, dans les conditions étudiées, l'écrouissage pendant la transformation perlitique n'a pas d'influence spécifique. Il équivaut à l'action conjuguée de l'écrouissage de l'austénite et de la perlite.

5.- Conséquence pour l'étude et la mise en oeuvre des traitements thermomécaniques.

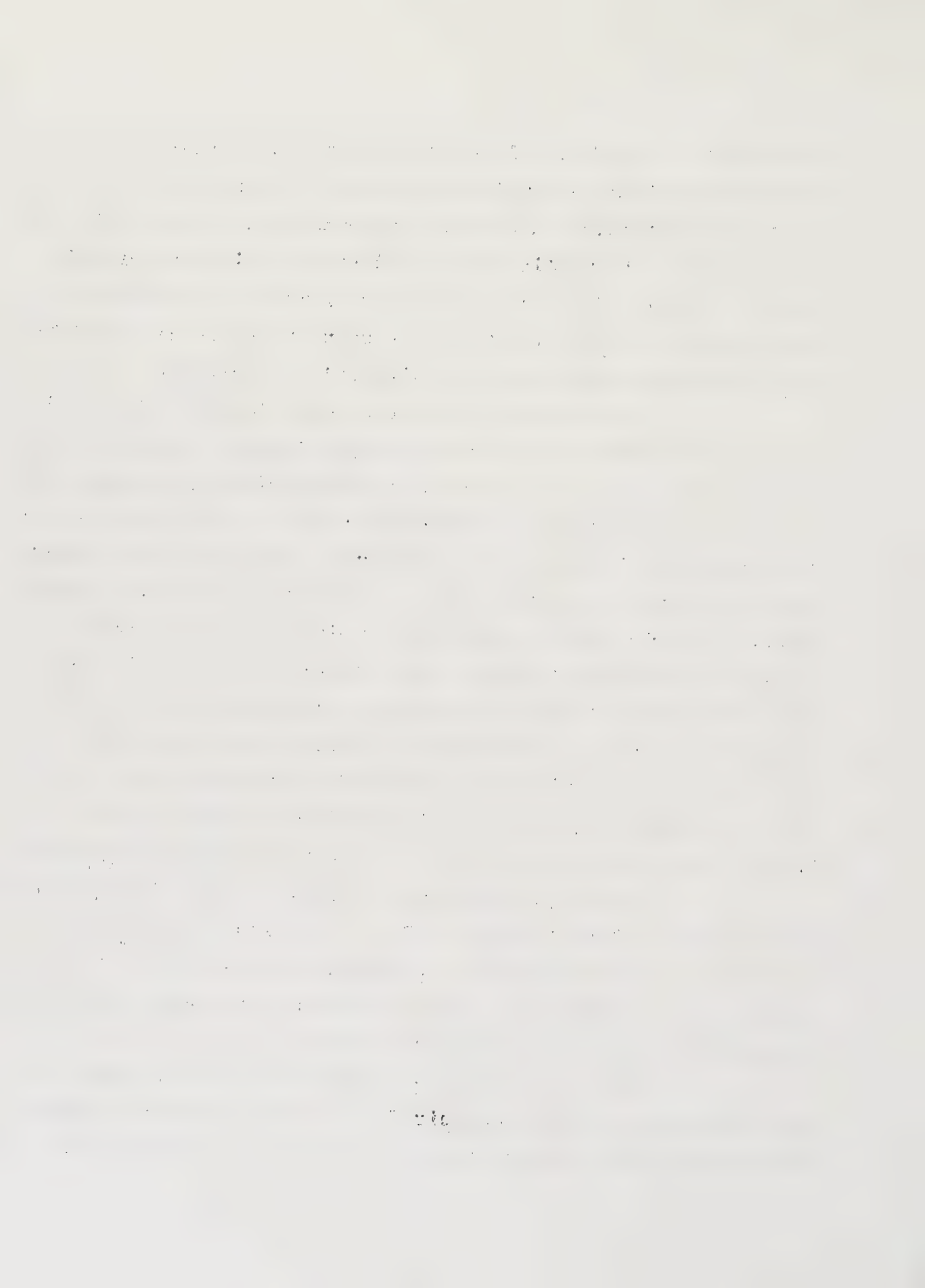
L'écrouissage des structures perlitiques et ferrito-perlitiques est la facteur essentiel de la formation des

structures à cémentite globularisée par les traitements thermomécaniques dans le domaine perlitique. La formation au cours de la transformation elle-même n'apporte rien d'essentiel. Elle peut accroître la plasticité du matériau et éviter un grossissement statique du grain austénitique, mais elle conduit à des structures moins homogènes, et compte-tenu de la rapidité de la transformation peut être difficile à contrôler.

La formation des structures finement globularisées par écouissage des structures perlitiques dépend surtout de la température et du taux de la déformation. La température intervient sur les modes d'écrouissage de la structure, et sur la vitesse des transferts par diffusion. Elle doit être suffisante, pour que la sous-structure cellulaire se forme aisément dans la ferrite, que la cémentite se déforme plastiquement et que des diffusions soient assez rapides. Elle ne doit pas être trop haute au point de favoriser une coalescence de la cémentite au cours du traitement, et une recristallisation de la ferrite. Il existe une température optimale entre 500 et 750°C, qui dépend surtout de l'aptitude de la ferrite de l'acier considéré à se restaurer en sous-structure cellulaire.

Cette restauration est facile dans l'acier XC 80 f, plus difficile dans l'acier 35 CD 4. Tous les facteurs qui modifient la restauration de la ferrite interviennent. On rapporte par exemple (3), que le Niobium la ralentit fortement et empêche la formation des sous-joints.

Dans le domaine de température, où se forme la sous-structure, il faut **écrouir** de 50 à 60% pour que la sphéroidisation soit presque complète. Lorsque le taux est plus



faible, elle ne devient complète qu'après un recuit d'autant plus long qu'il est faible. Lorsque le taux est très supérieur, 100 à 200%, la coalescence commence.

L'utilisateur cherche généralement à obtenir la plus fine sous-structure et les plus fines particules. L'analyse précédente a mis en évidence que l'on obtiendra la structure la plus fine en écrouissant la perlite au plus petit espacement interlamellaire. On peut espérer affiner la taille moyenne des particules jusqu'à deux ou trois fois la taille des plus fines lamelles. De plus, dans ce cas, la plasticité à chaud est plus grande.

On présume, d'après les résultats rapportés, que l'on affine aussi la structure en augmentant la vitesse de la déformation. Cependant les variations ne sont importantes que pour de grands écarts de vitesse (63).

La mise en oeuvre d'un tel traitement peut nécessiter le fractionnement de la déformation. L'effet de ce fractionnement est complexe. Il dépend à la fois de la température, des taux de déformation partiels et des durées de maintien intermédiaire. D'après l'analyse proposée et nos essais, on n'améliore pas la structure en fractionnant la déformation. Sur les aciers étudiés, la formation des cellules dans la ferrite n'est pas liée au fractionnement. Si les maintiens sont courts, il n'a guère d'influence ; s'ils sont longs ; il risque d'être d'autant plus néfaste que la température est haute, car la coalescence de la cémentite et la recristallisation de la ferrite commencent à se produire.

CHAPITRE IV

ANALYSE DU TRAITEMENT D'ISOFORMING

MISE EN OEUVRE DES TRAITEMENTS THERMOMECHANIQUES DU DOMAINE PERLITIQUE - PROPRIETES MECANIQUES

L'analyse de trois phases du traitement d'"isoforming" permet de mieux comprendre son effet, et suggère d'autres traitements thermomécaniques, pour obtenir des structures plus fines et plus homogènes. Nous analyserons d'abord l'effet de l'isoforming, puis d'autres traitements thermomécaniques du domaine perlitique et nous comparerons enfin les propriétés mécaniques.

I.- ANALYSE DE L' "ISOFORMING".

Dans l'acier XC 80 f, les structures formées par isoforming sont très hétérogènes (figure 38). Elles présentent pour un même taux de déformation toutes les variétés structurales obtenues par un écrouissage fractionné de la perlite à la même température, suivant le taux de déformation. Chaque zone a été figée dans un état de déformation différent de la perlite.

Dans l'acier 35 CD 4, les structures décrites au paragraphe I, sont moins hétérogènes, car la

transformation est rapide et sa durée n'est qu'une faible partie de celle du traitement.

Dans les deux cas, il apparaît que l'effet de ce traitement est l'action conjuguée de l'écrouissage isotherme de l'austénite et de la structure perlitique ou ferrito-perlitique qui en est issue. La succession des phénomènes est la suivante : l'austénite recristallise plus finement si le taux est suffisant ; la transformation ferrito-perlitique isotherme se produit comme dans une structure non écrouie, plus rapidement et à partir d'un grain d'austénite plus ou moins fin ; la ferrite pro-eutectoïde et la perlite formées sont aussitôt écrouies, les lamelles de cémentite subissent des déformations plastiques et une sphéroïdisation accélérée, tandis qu'une sous-structure apparaît dans la ferrite, suivant les processus décrits ; enfin s'il y a lieu, la coalescence de la cémentite et la recristallisation de la ferrite commencent.

Nous pouvons ainsi mieux comprendre l'influence des paramètres macroscopiques du traitement. L'augmentation du taux d'écrouissage des premières passes favorise une fine recristallisation de l'austénite, ce qui entraîne dans l'acier 35 CD 4 une plus grande dispersion de la ferrite pro-eutectoïde. L'augmentation du taux des dernières passes favorise la globularisation de la cémentite et la formation de la sous-structure dans la ferrite. La température du traitement a un effet complexe, car la cinétique de la transformation, et la structure ferrito-perlitique formées, sont modifiées. A séquence de déformation imposée, les traitements de haute température, supérieure à celle du nez perlitique, conduisent à des particules plus

grosses, et une sous-structure mieux formée mais de plus grande taille. Les traitements aux basses températures du domaine perlitique, conduisent à de fines particules moins sphéroïdisées, et une sous-structure à peine formée, car la restauration est beaucoup plus difficile.

Cette analyse est en accord avec les résultats rapportés (1, 2, 4). Le traitement d'"isoforming" n'est pas le traitement optimal pour former la plus fine structure sphéroïdisée à sous-structure cellulaire. La recherche de fines particules implique que la perlite doit être formée à basse température, alors que, dans certains cas, une basse température n'est pas suffisante pour permettre une restauration en cellules dans la ferrite. On comprend aussi que des essais d'"isoforming" à 550°C sur un acier 45 C 4, rapportés dans les études anglaises (2), ne donnent pas d'aussi bons résultats qu'à 600°C. Parfois ce traitement est difficile à contrôler et produit des structures peu homogènes.

Pour former des structures plus fines, on doit plutôt combiner une transformation perlitique à basse température et un écrouissage de la perlite à plus haute température ; nous rapportons nos essais sur ce type de traitements dans le paragraphe 2.

Pour rendre la structure plus homogène, par la suppression de la ferrite pro-eutectoïde, on peut penser à écrouir au cours du revenu une structure trempée. Nous décrivons quelques essais de ce type au paragraphe 3.

II.- ECROUISSAGE AVANT ET APRES LA TRANSFORMATION PERLITIQUE.

Nous avons vérifié les conséquences de l'analyse des mécanismes proposée. Pour former des structures plus fines que par isoforming, nous avons réalisé, sur l'acier 35 CD 4, des traitements thermomécaniques qui combinent la formation d'une structure ferrito-perlitique, où la ferrite pro-eutectoïde est dispersée et la perlite à faible espacement interlamellaire, et son écrouissage à une température telle que la sous-structure se forme aisément.

Par torsion, nous avons réalisé le cycle suivant : un écrouissage de 120 % à 680°C de l'austénite est suivi par un refroidissement en 4 minutes à 560°C, puis par un maintien isotherme à cette température, et enfin un écrouissage de 100 % à 660°C. Pour un écrouissage de quelque 50 % de la structure ferrito-perlitique, la structure est constituée de fines particules sphéroïdisées de cémentite en amas, et de bandes fines et disséminées de ferrite pro-eutectoïde partiellement recristallisée (figure 39). Elle est plus fine que celle de la figure 17 obtenue par "isoforming" à 650°C, cependant moins que nous l'attendions. Le passage de 680°C et 580°C est trop lent avec le dispositif employé, et la perlite s'est formée à une température intermédiaire, comme le montre l'examen du centre de l'éprouvette.

Par laminage, nous avons réalisé un traitement assurant mieux la formation d'une fine structure ferrito-perlitique. Après l'austénitisation, l'éprouvette a subi une déformation en une passe de 40 % à 700°C, puis un maintien isotherme

à 610°C pendant 3 heures, et enfin un écrouissage de 60 % à 700°C en 2 passes, séparées par 3 minutes. Les structures sont reproduites figures 40 et 41. La première passe entraîne une recristallisation fine de l'austénite. Après le maintien isotherme, la structure contient des bandes plus disséminées de ferrite pro-eutectoïde, et une perlite à faible espacement interlamellaire. Après le traitement complet, la ferrite pro-eutectoïde est divisée en nets sous-grains ; dans les zones perlitiques, la cémentite est presque totalement sphéroïdisée en particules de 100 à 500 Å, et la ferrite organisée en sous-structure cellulaire irrégulière, dont la taille est de l'ordre de 0,2-0,3 micron.

Les structures observées confirment les hypothèses proposées.

III.- L'ECROUISSAGE A CHAUD PENDANT LE REVENU D'UNE STRUCTURE TREMPEE.

Les traitements thermomécaniques du domaine perlitique conduisent toujours sur l'acier 35 CD 4 à une structure mixte, car il y a toujours une proportion assez importante de ferrite pro-eutectoïde.

Afin d'avoir une idée de son influence, nous avons examiné un autre traitement thermomécanique : l'écrouissage au cours du revenu d'une structure ayant subi une trempe martensitique. C'est en effet à priori un traitement, qui doit permettre la formation de fines particules de cémentite uniformément réparties dans la matrice de ferrite et d'une fine sous-structure plus ou moins liée aux particules, sans permettre la formation d'un réseau de grains de ferrite pro-eutectoïde.

Nous avons donc réalisé par laminage le traitement suivant. Une structure trempée, ayant subi déjà 10 minutes de revenu, a été écrouie de 75% par passes à 700°C en 30 mn.

Dans la structure obtenue, les particules de cémentite sont très fines, réparties assez uniformément dans la matrice de ferrite ; quelques plages de ferrite pro-eutectoïde existent encore, dues à une trempe insuffisante (figure 42). La sous-structure n'a pas été finement examinée, et nous avons directement mesuré les propriétés mécaniques rapportées au paragraphe suivant. Cette technique est certainement valable, pour former une structure à fines particules de cémentite et à sous-structure dans la ferrite. Cependant sa mise en oeuvre est difficile. La trempe doit être rapide pour éliminer toute plage de ferrite, et les forces nécessaires à l'écrouissage risquent d'être importantes à la première passe.

IV.- PROPRIETES MECANIQUES

Nous avons caractérisé les propriétés de dureté, de traction et de résilience des structures formées sur l'acier 35 CD 4 par traitements thermomécaniques dans le domaine perlitique, et nous les avons comparées à celles des structures que l'on obtient par traitement thermique. Les résultats sur l'acier 35 CD 4 proviennent de traitements effectués par laminage.

Avec l'acier XC 80 f, que nous avons déformé par torsion, pour étudier les mécanismes de formation des structures, nous n'avons pu mesurer que des variations de dureté. La structure à cémentite sphéroïdisée formée par un écrouissage de 50 %

de la perlite, est un peu moins dure que la perlite initiale. L'adoucissement est de 10 à 30 points Vickers. Cette structure reste d'autant plus dure que l'espacement des particules est faible. La dureté de la perlite formée à 600°C et écrouie est de 250 Vickers, alors que celle de la perlite formée à 680°C et écrouie est de 190 Vickers.

Les structures d'acier 35 CD 4 à cémentite globulaire et à sous-structure dans la ferrite ont toutes une excellente résistance au choc, mesurée au mouton Charpy. Cependant, le laminage renforce l'anisotropie initiale de la structure, si bien que les valeurs mesurées de résilience dépendent beaucoup du sens de découpe de l'éprouvette. Lorsqu'une grande dimension de l'éprouvette est parallèle au sens du laminage, celle-ci est particulièrement difficile à rompre à la température ambiante. La rupture est inhibée par des décohésions, qui se développent suivant des plans parallèles à la direction de laminage. Les éprouvettes découpées transversalement, du type 1 et 2 figure 9, se rompent plus facilement et complètement, et présentent un faciès de rupture en feuillets brisés. Pour discerner les modes de rupture et l'effet de l'anisotropie, nous avons effectué quelques microfractographies.

Nous allons présenter successivement les propriétés des structures obtenues par "isoforming", par écrouissage de la perlite, et par écrouissage au cours du revenu, puis nous les discuterons. Elles sont regroupées figure 44.

1.- Structures obtenues par "isoforming"

La limite élastique et la résistance à la traction

./.

des structures obtenues par "isoforming" avec un taux de 75 % de déformation, sont nettement accrues, sans que la ductilité diminue beaucoup par rapport à celles des structures obtenues par maintien isotherme à la même température (traitement 1 et 3 figure 44). La résilience est même améliorée, par rapport au traitement de revenu à 700°C. La température de transition ductile-fragile est nettement abaissée. Le niveau d'énergie K_{CV} à la température ambiante est très augmenté, surtout lorsque les éprouvettes sont du type 3 figure 9. L'anisotropie présente les caractères précédemment décrits. Quelques microfractographies ont mis en évidence que, jusque vers la température de transition, les zones, qui contiennent des particules, ont un faciès de rupture ductile, en cupules quel que soit le type d'éprouvette. Dans les structures ferrite-perlitiques, la perlite a au contraire un comportement fragile dès la température ambiante, tandis que la ferrite pro-eutectoïde a un comportement ductile.

La résistance et la résilience croissent simultanément, lorsque le taux de déformation appliquée augmente jusqu'à 75 %. Le traitement effectué à 650°C conduit à de meilleures résistances que celui effectué à 700°C. Les résiliences sont identiques. Un recuit isotherme, de 40 minutes à 700°C après l'"isoforming", abaisse la résistance à la traction de 10 kgf/mm^2 et augmente l'allongement de 8 %.

2.- Structures formées par écrouissage après la transformation perlitique.

La structure écrouie de 75 % à 650°C après la

transformation a des caractéristiques voisines de celle obtenue par "isoforming" à la même température (traitement n°5 figure 44).

Lorsque la structure ferrito-perlitique a été formée à 610°C et écrouie de 75 % à 700°C (traitement n°7 figure 44), la résistance à la traction est augmentée de 3 kgf/mm², et la résistance au choc est voisine de celle de la structure précédente.

Lorsque la structure a été obtenue par un écrouissage de 60 % à 700°C à partir d'une structure ferrito-perlitique, formée à 610°C, à la suite d'un écrouissage de 40 % de l'austénite (traitement n°8 figure 44), la limite élastique est augmentée de 6 kgf/mm² et la résistance à la traction de 10 kgf/mm², par rapport aux propriétés de la structure précédente. Elles surpassent aussi celles des structures obtenues par "isoforming", sans que la ductilité diminue. La résistance au choc est voisine et présente les mêmes caractères liés à l'anisotropie. L'observation des micro-fractographies a confirmé que vers -80°C, le faciès de rupture est ductile. La figure 43 montre, par exemple, les cupules formées dans les zones contenant des particules.

3.- Structures obtenues par écrouissage au cours du revenu.

La résistance à la traction et celle au choc sont améliorées par rapport à celles des structures revenues sans

./.

déformation (traitement n°6 figure 44). Elles sont voisines de celles obtenues par "isoforming" à 650°C. La résilience présente les mêmes caractères d'anisotropie. Les faciès de rupture sont analogues. L'influence de l'absence de ferrite pro-eutectoïde n'apparaît pas clairement.

4.- Interprétation et discussion.

Nos résultats sont en accord avec les résultats, et aussi avec les hypothèses proposées dans d'autres études (3, 4). Selon celles-ci, l'amélioration de la résistance à la traction, et surtout de la résilience, dans un acier peu allié, à moyenne teneur en carbone, est due à la présence simultanée d'une sous-structure dans la ferrite en sous-grains nettement désorientés, et d'une répartition presque uniforme de globules de cémentite qui la stabilisent ; elle est d'autant plus grande que la sous-structure et les particules sont fines. Chaque fois que la structure n'a pas ces deux qualités, les propriétés sont plus mauvaises. Si la cémentite est partiellement en lamelles et la ferrite mal restaurée, la résistance est améliorée, mais au détriment de la résilience. Si les globules sont gros et la ferrite en voie de recristallisation, la résilience est excellente, mais la résistance amoindrie.

Les différences de propriétés constatées suivant le type de traitement peuvent être interprétées à l'aide de remarques. Elles dépendent des paramètres des traitements, par

le rôle qu'ils jouent sur la formation et sur la taille de la sous-structure et des particules. Ainsi par exemple par l'"iso-forming" à 650°C, la sous-structure est de plus grande taille, et la ferrite pro-eutectoïde moins dispersée, que dans la structure obtenue à la suite de l'écrouissage de perlite formée à 610°C dans une austénite finement recristallisée.

Les résultats rapportés par divers auteurs (1,2, 3,4,5,7) peuvent être aussi analysés à la lumière des mécanismes, proposés dans cette étude, pour la formation de ces types de micro-structures.

CHAPITRE V

CONCLUSION - PERSPECTIVES D'ETUDES ET D'APPLICATIONS.

Avant d'envisager les perspectives d'applications et d'études, nous avons regroupé en guise de conclusion les résultats essentiels de l'étude.

I.-CONCLUSION .

1.- L'écrouissage isotherme et fractionné avant, pendant, et après la transformation perlitique, et les traitements d'écrouissage après la transformation perlitique dans le domaine 600°C, 700°C entraînent pour un taux de déformation suffisant, la formation d'une microstructure caractérisée par une répartition presque uniforme de fines particules globulaires de cémentite et une sous-structure cellulaire liée aux particules dans la ferrite.

2.- La formation de ces structures est essentiellement due à l'effet d'une déformation plastique suffisante de la perlite à chaud. En effet, l'analyse des mécanismes de formation a montré que

a;- vers 660°C, 700°C, l'écrouissage de l'austénite entraîne, au delà d'un certain seuil de déformation, une recristallisation susceptible d'affiner le grain, suivant des processus analogues à ceux de la déformation à plus haute température.

b.- l'écrouissage avant la transformation perlitique n'affecte pas la morphologie lamellaire de la perlite. Il accélère la transformation perlitique, en particulier, en augmentant la vitesse de germination de la ferrite pro-eutectoïde, et peut entraîner la formation d'une structure ferrito-perlitique à grains plus fins.

c.- l'écrouissage au cours de la transformation perlitique n'a pas d'effet spécifique et équivaut à l'action conjuguée de l'écrouissage de l'austénite, et des produits de sa décomposition.

d.- l'écrouissage de la perlite vers 650°C, 700°C entraîne pour un taux suffisant de l'ordre de 50%, la formation d'une sous-structure cellulaire dans la ferrite et de fines particules de cémentite.

La formation des particules globulaires de cémentite est due à la sphéroidisation accélérée des lamelles. La sphéroidisation des lamelles se produit sur des sites particuliers qui ont été mis en évidence. Ils sont liés à la déformation plastique de la cémentite et à la formation de cellules dans la ferrite.

3.- La taille des particules de cémentite et celle de la sous-structure dans la ferrite sont une fonction croissante de l'espace interlamellaire de la perlite initiale. La première peut atteindre 0,05 - 0,1 micron, la deuxième est quatre à huit fois plus grande.

4.- La limite élastique, la résistance à la traction, et surtout la résilience de l'acier 35 CD 4 sont nettement améliorées par ces traitements. Elles sont d'autant meil-

leures que la ferrite pro-eutectoïde est plus dispersée, et surtout que les particules globulaires de cémentite et les cellules de la sous-structure dans la ferrite sont plus petites. On a pu former des structures d'acier 35 CD 4 dont la limite élastique est de 82 kgf/mm^2 , la résistance à la traction 93 kgf/mm^2 , l'allongement en traction 15%, et la température de transition de l'ordre de -90°C .

5.- La structure la plus fine est obtenue par l'écrouissage de la structure ferrito-perlitique dans laquelle les grains sont les plus fins et l'espacement interlamellaire de la perlite le plus faible. La température doit être suffisante pour que la ferrite se restaure facilement et que la cémentite sphéroidise rapidement. L'"isoforming" n'est pas nécessairement la technique optimale ; l'écrouissage après la transformation perlitique et la déformation au cours du revenu d'une structure trempée conduisent à des résultats analogues, parfois meilleurs.

II.- PERSPECTIVES D'APPLICATIONS.

Les modifications des structures provoquées par les traitements thermomécaniques dans le domaine perlitique correspondent à des modifications différentes des propriétés mécaniques suivant le type d'acier. Pour un acier peu allié à moyenne teneur en carbone, on obtient un durcissement d'environ 20% par rapport à une structure ferrito-perlitique, et une forte amélioration de la résistance au choc. Les propriétés sont mêmes supérieures à celles d'une structure revenue après trempe. Pour les aciers à faible teneur, le durcissement relatif

est encore plus grand (5). Pour un acier quasi-eutectoïde, on obtient un adoucissement de 5 à 10% et une considérable amélioration de la résilience. Des améliorations et des microstructures assez voisines peuvent être obtenues par l'écrouissage au cours du revenu. L'intérêt et le choix des différents traitements dépendent de la nature et de l'utilisation de l'acier.

Deux types d'applications nous semblent possibles : l'augmentation simultanée de la résilience et de la résistance à la traction, ou l'obtention de microstructure à fins globules de cémentite pour l'usinage ou la mise en forme.

On peut améliorer nettement la résistance et la résilience des aciers peu alliés, normalement ferrito-perlitiques; la résistance à la fatigue est aussi un peu améliorée (1). La forte anisotropie, apparue lorsque le traitement est effectué par laminage, est un inconvénient qui peut limiter certains emplois, mais des déformations par forgeage ou estampage pourraient donner, pour des applications précises, des propriétés satisfaisantes. Pour obtenir les meilleures propriétés mécaniques, il faut choisir le traitement qui conduit à la plus fine microstructure. Mais une gamme de traitements qui conduisent à des propriétés à peine inférieures, est possible. L'"isoforming" est une variante qui peut être remplacé avantageusement parfois par l'écrouissage après la transformation perlitique. Leur mise en oeuvre apparaît compatible avec certains outils usuels.

Avec les aciers auto-trempants, la technique de la déformation au cours du revenu peut être préférable au traitement thermomécanique du domaine perlitique. Mais l'augmentation relative des propriétés par rapport aux traitements thermiques est moindre.

Les structures à cémentite globulaires sont aussi recherchées pour l'usinage (69). L'écrouissage vers 660°C, 700°C des structures perlitiques ou l'"isoforming" apparaissent comme des techniques possibles pour former ces structures. Elles présenteraient plusieurs avantages. Le traitement de globularisation ne durerait que quelques minutes. La décarburation, qui est très importante au cours du long traitement de recuit habituellement employé, serait réduite. L'état de surface, que la calamine rend déplorable, serait amélioré. Enfin, on pourrait former des globules plus fins que par traitement thermique, ce qui permettrait de diminuer la durée de l'austénitisation ultérieure.

III.- PERSPECTIVES D'ETUDES.

Plusieurs études peuvent être envisagées à la suite des observations rapportées.

Au sujet des mécanismes mis en jeu, trois phénomènes semblent intéressants à préciser.

Les modes d'écrouissage de la perlite dans le domaine de température 400°C, 700°C, suivant la température et la vitesse de déformation sont encore mal connus ; la nature des défauts de la cémentite n'est pas précisée.

La cinétique et les conditions d'évolution des sites de sphéroidisation de la cémentite sont à préciser suivant la vitesse et la température de la déformation. Cela implique une analyse métallographique quantitative, que la complexité de la structure rend difficile.

L'influence des éléments d'alliages sur le domaine de température dans lequel une restauration cellulaire se produit dans la ferrite, n'est que partiellement connu.

En vue de l'application de ces traitements, deux études nous semblent importantes. D'une part, on pourrait préciser les conditions optimales pour obtenir la plus fine structure sphéroidisée en étudiant l'influence de la vitesse et de la température de la déformation de la plus fine structure perlitique possible, par exemple, des fils patentés. D'autre part, on déterminerait sur une nuance d'acier donnée, et avec un mode de déformation imposé, les propriétés mécaniques accessibles par cette famille de traitement, et les caractéristiques technologiques des structures pour un emploi précis.

REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES -

- (1) J.J.IRANI
The application of thermomechanical treatments
B.I.S.R.A. Open report MG/A/60/67 - (1967)
- (2) J.J.IRANI
A technique of deformation during isothermal transformation of pearlite
J.I.S.I, Vol. 206, (1968), (4), p. 363-374
- (3) J.J.IRANI & D.J.LATHAM
Application of isofforming and allied treatments to low alloy steels
Iron and steel Institute Publication n° 114 "Low Alloy Steels"
(Conférence Scarborough) (1968), p. 53-64
- (4) D.J.LATHAM & D.K.GANGULI
The application of thermomechanical treatment to engineering steels
B.I.S.R.A. Open Report MG/A/88/68 - (1968)
- (5) R.L.CRAICK - M.J.MAY & D.J.LATHAM
Thermomechanical treatments of medium and high-strength low alloy steels
Metals engineering Quartely, Vol. 9, (1969) (3), p. 12-21
- (6) J.L.ROBBINS - O.C.SHEPPARD - O.D.SHERBY & Mc.FARLAND
Torsional ductility and strength of Iron-Carbony alloys at elevated temperature
A.S.M. Trans. Quart. Vol. 60, (1967), (4), p. 774-776
- (7) O.D.SHERBY - M.H.HARRIGAN - L.CHAMAGNE & C.SAUVE
Development of fine spheroidized structures by warm rolling of high Carbon steels
A.S.M. Trans. Quart, Vol. 62, p. 575-580
- (8) C.ROSSARD
Contribution à l'étude de la déformation à chaud des aciers
thèse - Université de Paris - (1960)
- (9) C.ROSSARD
Recristallisation sous l'effet de la déformation plastique dans la façonnage à chaud
Cahiers IRSID Laminoirs Mai (1963)

- (10) C.ROSSARD - A.LE BON - D.THIVELLIER & J.MANENC
Ecrouissage et recristallisation des aciers par
déformation plastique à haute température
Mémoires Scientifiques Rev. Met, Vol. 66, (1969)
(4) p. 263-269
- (11) J.J.JONAS - C.M.SELLARS & J.Mc.TEGART
Strength and structure under hot-working conditions
Metallurgical Review n° 130 - Metals and Materials
Vol. 3 (1969) p. 33
- (12) DE L.FERRI
Tome III, p. 418
- (13) J.PLUHAR & P.ZUNA
Some new phenomena in the austenite recrystallisation
of austenite
J.I.S.I, Vol. 207, (1969), p. 58-62
- (14) J.PLUHAR - P.ZUNA & A.ORLOVA
Recristallisation de l'austénite après une déformation
à grande vitesse
Mémoires Scientifiques Rev. Met, Vol. 66, (1969),
p. 117-125
- (15) D.C.LEMMON & O.D.SHERBY
Effect of microstructure on the ductility of steel
in torsion
Journal of Materials, Vol. 4, (1969), (2)
p. 444-456
- (16) L.S.BIRKS & E.F.BAILEY
Effects of tensile stress on the austenite to ferrite
transformation in hypoeutectoid steel
Trans. AIME, (1955), (1), p. 178-182
- (17) A.A.BARANOV & S.C.KARATUSHIN
Thermomechanical treatment of steel in the process
of isothermal transformation of supercooled austenite
Metal Science heat treatment, (1967), (3-4),
p. 317-319
- (18) KOANEYEV & ESTRIN
Effects of hot plastic deformation on the kinetics
of austenite isothermal transformation
Phys. Metals. Metallog. Vol. 23, (1967), p. 188-190

- (19) J.W.CHRISTAIN
The theory of transformation in metals and alloys
Pergamon Press, (1965), p. 677-691
- (20) W.HUME ROTHERY
The structure of alloys of Iron
Pergamon Press (1966), p. 194-203
- (21) V.F.ZACKAY & H.I.AARONSON
Decomposition of austenite by diffusional process
Interscience publishers - Met. AIME (1962)
- (22) H.I.AARONSON
The pro-eutectoid ferrite and the pro-eutectoid reactions
cf (21) - p. 387-546
- (23) L.S.DARKEN & R.M.FISCHER
Some observations of the growth of pearlite
cf (21) - p. 249-289
- (24) K.W.ANDREWS & D.J.DYSON
An electron diffraction study of pearlite
Iron and steel, Vol. 40, (1967) p. 40-45
- (25) MORGAN & B.RALPH
A field Iron microscope study of pearlite
J.I.S.I., Vol. 206, (1968), p. 1138-1143
- (26) D.N.SHACKLETON & P.M.KELLY
Orientation relationships and the form of the pearlite-austenite interface
J.I.S.I., Vol. 207 (1969), (9), p. 1253-1254
- (27) N.J.PETCH
The orientation relationships between cementite and Iron
Acta Cryst. Vol. 6 (1953), p. 96
- (28) W.PITSCH
Der Orientierungszusammenhang zwischen Zementit and Ferrit in Perlit
Acta Met, Vol. 10, (1962), p. 79

- (29) Z.NISHIYAMA - A.KOREEDA & S.KATAGIRI
Study of plane defects in the cementite by
transmission electron microscopy
Trans. Japan Inst. Metals, Vol. 5, (1964)
p. 115-121
- (30) A.KOREEDA & K.SHIMIZUK
Dislocations in cementite
Phil. Mag, Vol. 17, (1968), p. 1083-1086
- (31) J.W.CAHN & W.C.HAGEL
Theory of pearlite
cf. (21), p. 131-192
- (32) B.E.SUNDQUIST
The edgewise growth of pearlite
Acta Met. Vol. 16, (1968), (12), p. 1413-1427
The effects of alloying elements and pressure
on the growth of pearlite
Acta Met. Vol. 17 (1969), (8), p. 967-977
- (33) J.M.SHAPIRO & J.S.KIRKALDY
Theory of decomposition of eutectoids assuming
local equilibrium and phase boundary diffusion
Acta Met. Vol. 16, (1968), (4), p. 579-585
- (34) T.G.NILAN
Morphology and kinetics of austenite decomposition
at high pressure
Trans. AIME, Vol. 239, (1967), (6), p.898
- (35) D.BROWN & N.RIDLEY
Rates nucleation and growth and interlamellar
spacing of pearlite in a low-alloy eutectoid steel
J.I.S.I, Vol. 204, (1966), (8), p. 811-816
- (36) M.HILLERT
The formation of pearlite
cf (21) - p. 197-237
- (37) L.F.PORTER & P.C. ROSENTHAL
Effect of applied tensile stress on phase
transformation in steels
Acta. Met, Vol. 7, (1959), p. 504-514

- (38) R.A.ORIANI
Ostwald ripening of precipitates in solid matrices
Acta Met, Vol. 12, (1964), (12), p. 1399
- (39) R.W.HECKEL
The growth and shrinkage rates of second-phase particles of various size distributions (I)
Trans. AIME, Vol. 233, (1965), p. 1994
- (40) R.W.HECKEL & DE GREGORIO
The growth and shrinkages rates of second-phase particles various size distributions (II)
Spheroidization of an eutectoid steel
Trans. AIME, Vol. 233, (1965), p. 2001
- (41) CHEYULI - J.M.BLAKEY & A.H.FEINGOLF
Mass transport analysis for Ostwald ripening and related phenomena
Acta Met, Vol. 14, (1966), (11), p. 1397
- (42) K.M.VEDULA & R.W.HECKEL
Spheroidization of binary Fe-C alloys over a range of temperatures
Metallurgical transactions, Vol. 1, (1970), p. 9-15
- (43) G.P.AIREY - T.A.HUGHES & R.F.MEHL
The growth of cementite particles in ferrite
Trans. AIME, Vol. 242, (1968), (6), p. 1853-1862
- (44) G.W.GREENWOOD
Particle coarsening
I.S.I. Monograph n° 33, p. 103-110
- (45) J.L.ROBBINS - O.C.SHEPART & O.D.SHERBY
Accelerated spheroidization of eutectoid steels by concurrent deformation
J.I.S.I, Vol. 202, (1964), p. 804-807
- (46) E.A.CHOJNOWSKI & W.J.Mc.TEGART
Accelerated spheroidization of pearlite
Metal Science Journal, Vol. 2, (1968), p. 14-18
- (47) A.A.BARANOV
Les stades initiaux de la sphéroidisation de la cémentite dans les aciers (en Russe)
Izvestia Akademii Nauk S.S.S.R. Metally, (1969) (3), p. 104-107

- (48) T.MUKHERJEE - W.E.STUMPF - C.M.SELLARS & J.Mc.TEGART
Kinetics of coarsening of carbides in chromin steels
at 700°C
J.I.S.I. Vol. 207, (1969), p. 621-631
- (49) W.E.STUMPF & C.M.SELLARS
Effect of matrice structure on carbide coarsening
and transformations
I.S.I. Monograph n° 33, p. 120-121
- (50) T.MUKHERJEE & C.M.SELLARS
Influence of concurrent deformation on coar-
sening of carbides
I.S.I. Monograph n° 33 - p. 122
- (51) M.PRÖGER
Die Deformations-und Bruchmechanismen des lamellaren
Perlits
Doktor Ingenieur Thesis - Technische Hochschule
Stuttgart, (1964)
- (52) BOWDEN & KELLY
Deformation twinning of shock-loaded pearlite
Acta Met. Vol, 15, (1967), (1), p. 105
- (53) B.G.KOEPRE - R.P.JEWETT & W.T.CHANDLER
An investigation of shock-hardened steels by
Electron Microscopy
Trans. A.S.M., (1965), p. 510-519
- (54) K.E. PUTTICK
Deformation and fracture of the pearlite
J.I.S.I., (1967), (2), p. 167-176
- (55) K.W.BURNS & F.B.PICKERING
Deformation and fracture of ferrite-pearlite
structures
J.I.S.I., (1964), (11), p. 899-906
- (56) M.KALDOR
About the deformation of pearlite
Acta Met, Vol. 10, (1962), (9), p. 887

- (57) J.D.EMBURY & R.H.FISCHER
The structure and properties of drawn pearlite
Acta Met, Vol. 14, (1966), (2), p. 147-159
- (58) Y.K.CHANDHOCK ~ A.KASAK & J.P.HIRTH
Structures and strengthening mechanisms in Carbon
steel wire
Trans. A.S.M, Vol. 59, (1966), p. 288-301
- (59) K.L.MAURER & A.ROSEGGER
Elektronenmikroskopische Untersuchungen von
Verformungs- und Vorgängen perlitischer Strukturen beim
Drahtziehen
Berg und Hüttenmännische Monatshefte, (1966), Heft 9
p. 412-420
- (60) M.A.P.DEWEY & G.W.BRIERS
Structure of heavily cold drawn eutectoid
steel
J.I.S.I., Vol. 204, (1966), p. 102-103
- (61) A.S.KEH
Imperfections and plastic deformation of cementite
in steel
Acta Met, Vol. 11, (1963), p. 1101
- (62) K.MAURER & D.H.WARRINGTON
Deformation of cementite
Phil. Mag, Vol. 15, (1965), p. 321
- (63) M.HARRIGAN
Kinetics of spheroidization of a eutectoid composition
steel as influenced by concurrent straining
Department Materials Science, report n° 6723, Stanford
University.
- (64) B.R.BUTCHER & H.R.PETIT
Tensile deformation and cracking of plain high
Carbon steels containing pearlite
J.I.S.I., Vol. 204, (1966), p. 469-477
- (65) H.LINDBORG
Morphology of fracture in pearlite
Trans. A.S.M, Vol, 61, (1968), p. 500-504

- (66) J.T.BARNBY & M.R.JOHNSON
Fracture in pearlite steels
Metal Science Journal, Vol. 3, (1969), (6)
p. 155-159
- (67) V.M.KARDONSKII - G.V.KURDYUMOV & M.D.PERKAS
Effect of size and shape of cementite particles
on the structure and properties of deformed steel
Metallovdienie Term. Obrav. Met, (1964), (2)
p. 2-8 (en Russe)
- (68) KENICHI-HIRANO - M.COHEN - AVERBACH & UJILYE
Self diffusion in alpha Iron during compressive
plastic flow
Trans. AIME, Vol. 227, (1953), p. 950
- (69) BELLOT
Caractérisation de l'influence des structures sur
l'usinabilité
Revue des Ingénieurs de l'Automobile, 43^{ème} Année;
Tome 42, n° 5, (1969), p. 263-274.
-

Nom de l'étudiant : PAQUETON Henri
Nature de la thèse : Diplôme de DOCTEUR - INGENIEUR
Titre de la Thèse :

FORMATION ET PROPRIETES MECANIQUES
DES STRUCTURES FERRITO-PERLITQUES A CEMENTITE GLOBULAIRE
OBTENUES PAR TRAITEMENT THERMOMECHANIQUE DANS LE DOMAINE PERLITIQUE
SUR DES ACIERS PEU ALLIES

Vu, approuvé
et permis d'imprimer
Nancy, le Mai 1970

Le Doyen
J.AUBRY.

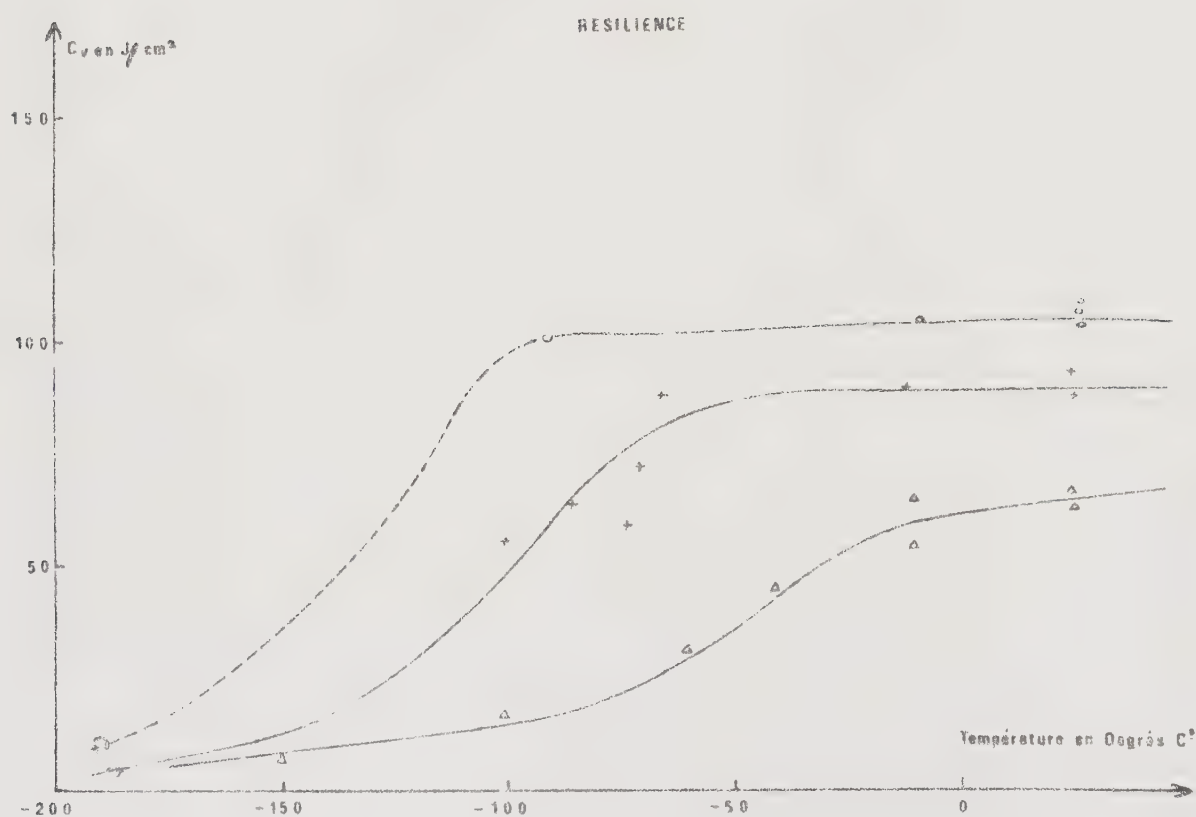


FIGURE 45 - Courbes de résilience - Acier 35CD4

O "Isoforming" à 650°C

+ trempe et revenu de 1h à 700°C

Δ transformation perlitique à 650°C

N°	Traitement après 30mn à 900°C d'austénitisation	limite élastique à 0,2% en kgf/mm ² E 0,2	résistance à la traction en kgf/mm ²	allongement à la rupture en traction A %	KV V 20°C en Joules/cm ² sens long type 3	20°C en sens travers type 1 2	température de transition ductile-fragile en d°C
1	Transformation isotherme 30 mn à 650°C	48	70	22	64	43	- 50
2	Trempe et revenu 30mn à 700°C	75	83	18	90	55	-100
3	"isoforming" de 75% à 650°C en 50mn.	76	84	14	102	42	< 100
4	"isoforming" de 75% à 700°C en 50mn	62	69	19	95		< 100
5	Transformation isotherme en 30mn à 650°C et déformation de 75% à 650°C	76	83	13	94		-100
6	Trempe et déformation de 75% à 700°C en 30mn	81	86	15	100	32	-100
7	Transformation isotherme à 610°C et déformation de 75% à 700°C	77	86	16	91	8	-100
8	Déformation de 40% à 700°C de l'austénite, transformation isotherme à 610°C et déformation de 60% à 700°C	82	93	15	94	10	- 90

FIGURE 44 -- Propriétés mécaniques - Acier 35 CD 4.



Fig. 42 — Acier 35CD4 — structure écrouie au cours du revenu micrographie optique (x 1 500)

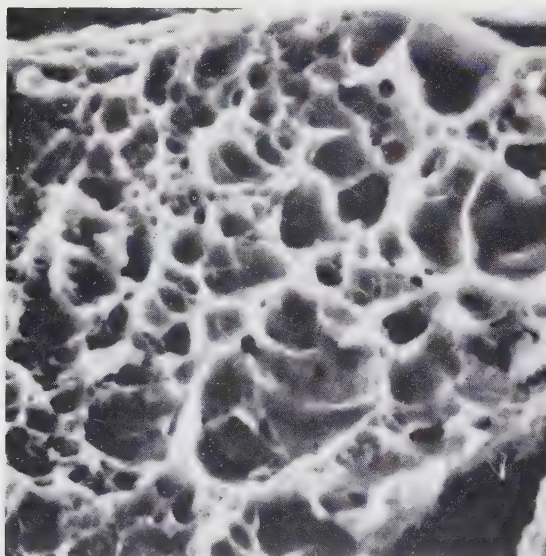
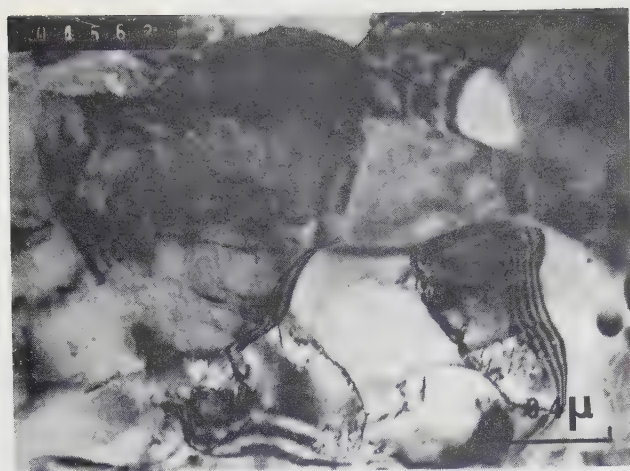


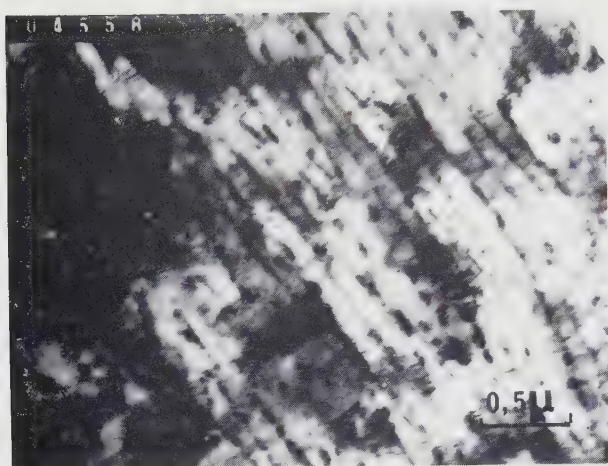
Fig. 43 — Acier 35CD4 — structure du traitement schématisé fig. 40 — éprouvette de résilience cassée à -75°C — Microfractographie au microscope à balayage — zones à cupules (x 1 500)



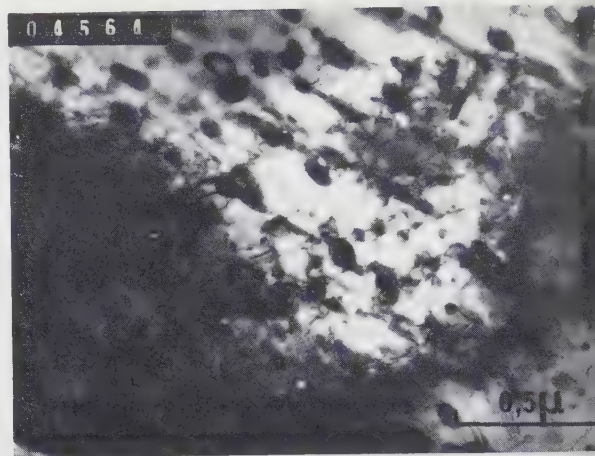
a



b



c



d



Fig. 41 — Acier 35CD4 — Structure après le traitement schématisé fig. 40 — Lamme mince.

- a) ferrite pro-eutectoïde (x 40 000)
- b) zone à cémentite (x 25 000)
- c) (x 25 000)
- d) (x 40 000)
- e) vue au microscope à balayage (x 4 000)

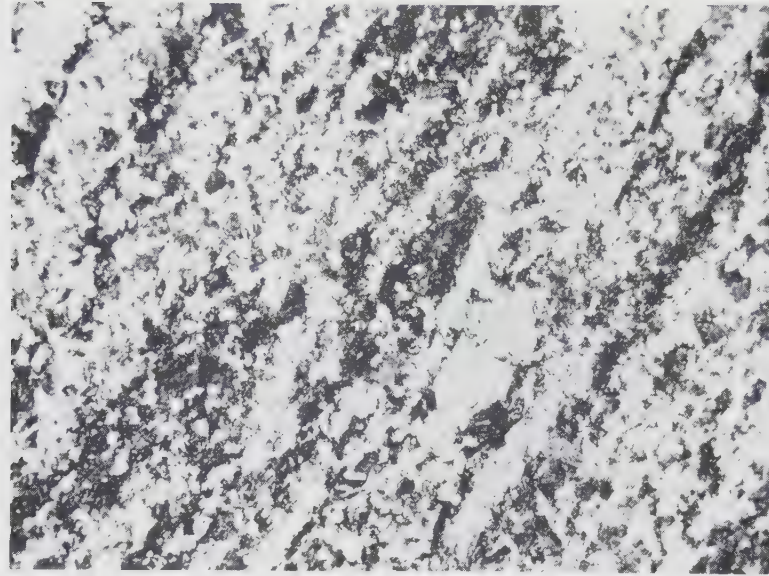
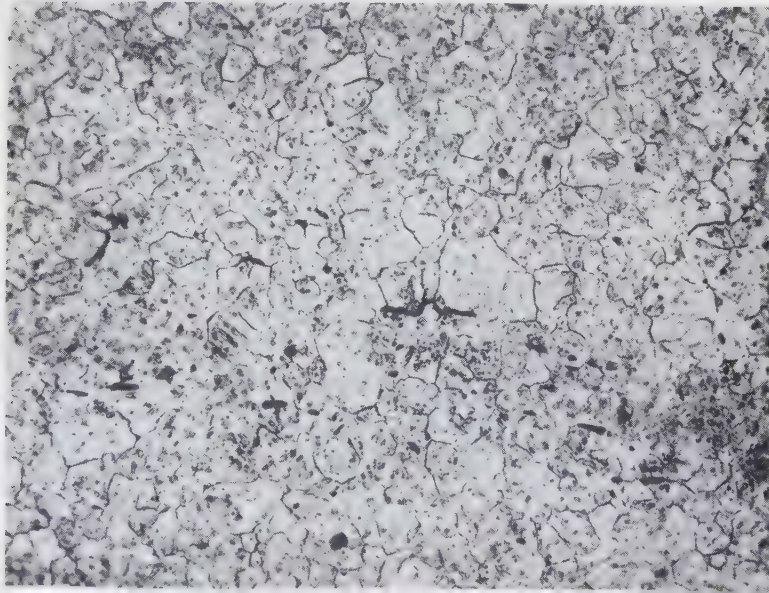
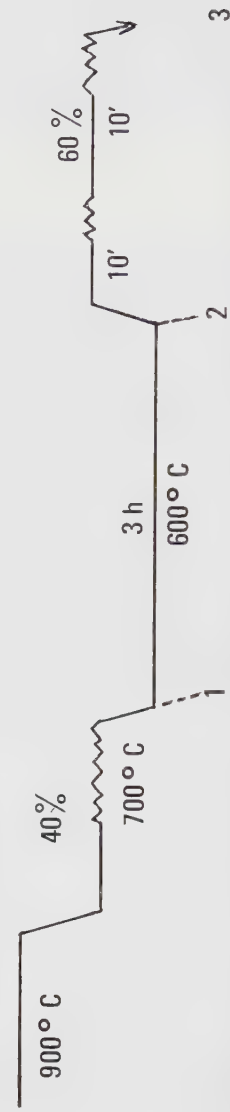
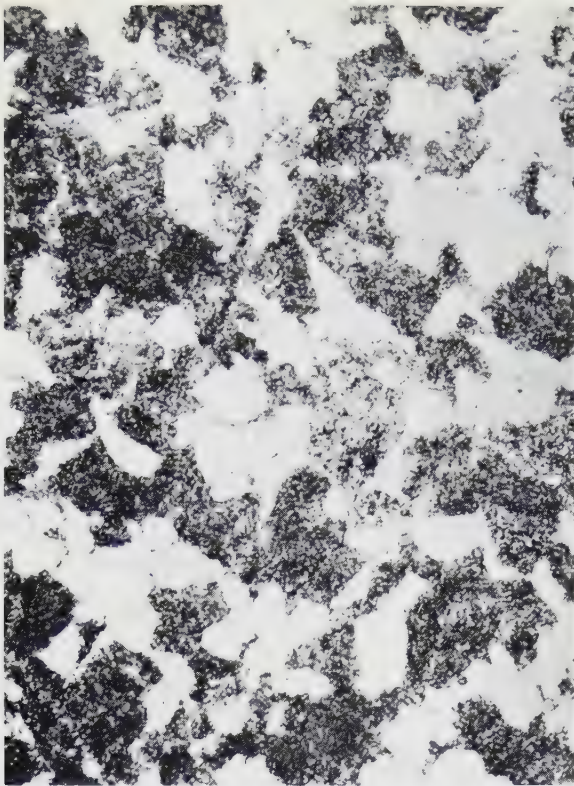


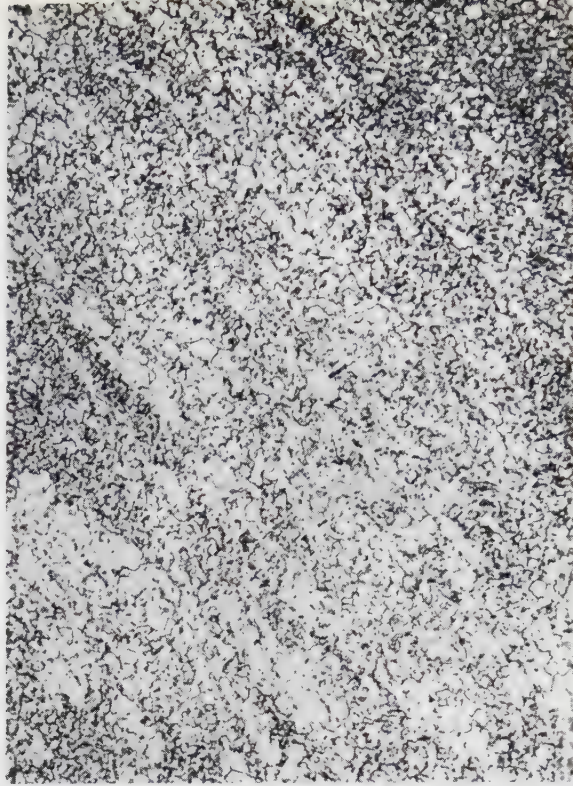
Fig. 40 — Acier 35CD4 — schéma du traitement



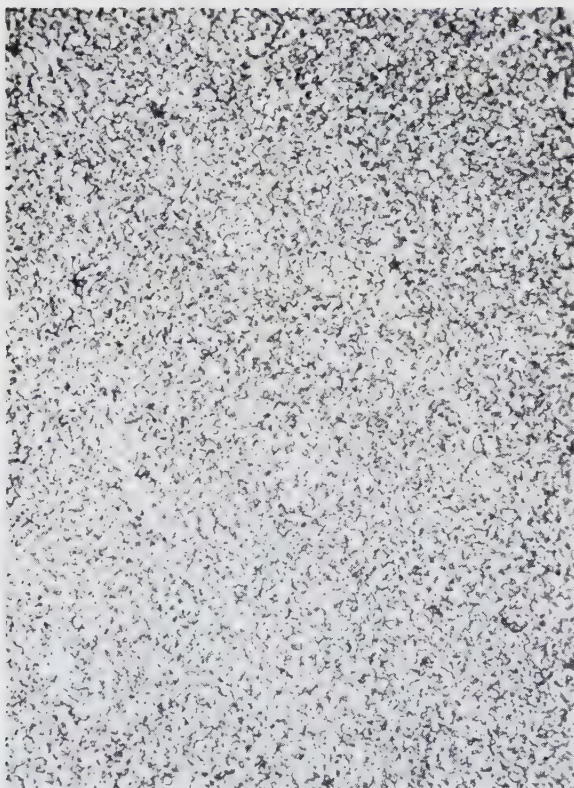
Ecrouissage par laminage d'une structure ferrito-perlitique précédé d'un écrouissage de 40 % de l'austénite à 700° C — micrographies optiques.
a) structure après trempe en (1) (x 400) — b) en 2 (x 400) — c) en 3 (x 1500)



a

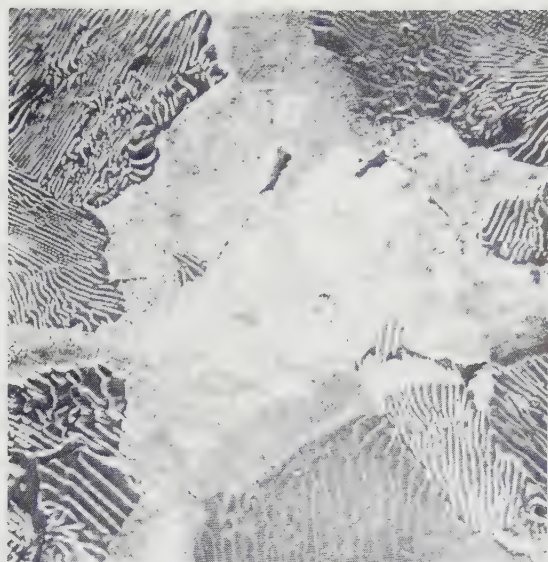


b

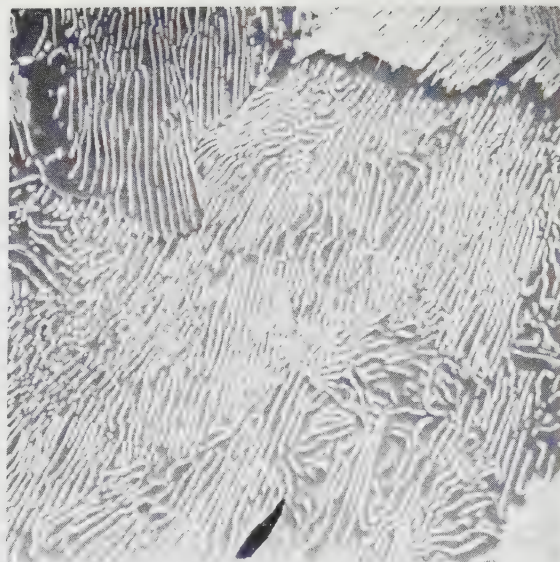


c

Fig. 39 — Acier 35CD4 : écrouissage à 660° C de 150%
par torsion de structures ferrito-perlitiques formées
à 580° C dans une austénite tordue de 100 %
à 680° C
a) centre ;
b) milieu du rayon ;
c) périphérie (x 960)



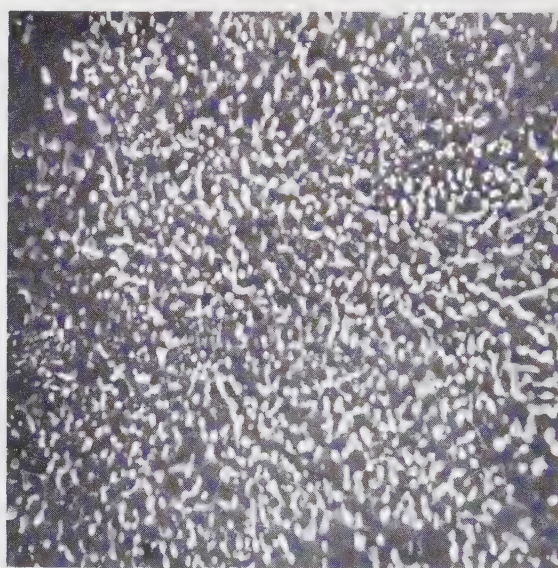
a



b



c



d

Fig. 38 — Acier XC80f : torsion isotherme et fractionnée à 685°C avant, pendant la transformation perlitique de 200% au total — vues au microscope à balayage.
a) centre (la fine perlite se forme au refroidissement) (x 425)
b) vers 60 % de déformation (x 840)
c) vers 120 % (x 840)
d) vers 200 % (x 840)

a - Extrémité lamellaire



b - Site lié à un sous-joint dans la ferrite



c - Site lié à un défaut dans la cémentite

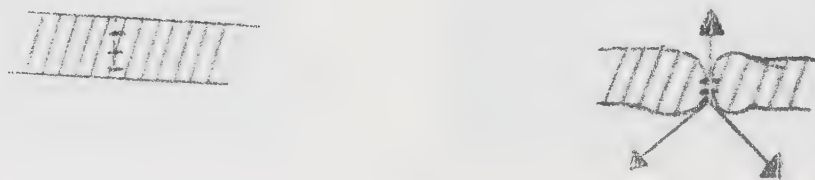


FIGURE 37 : Schéma des sites de sphéroidisation.

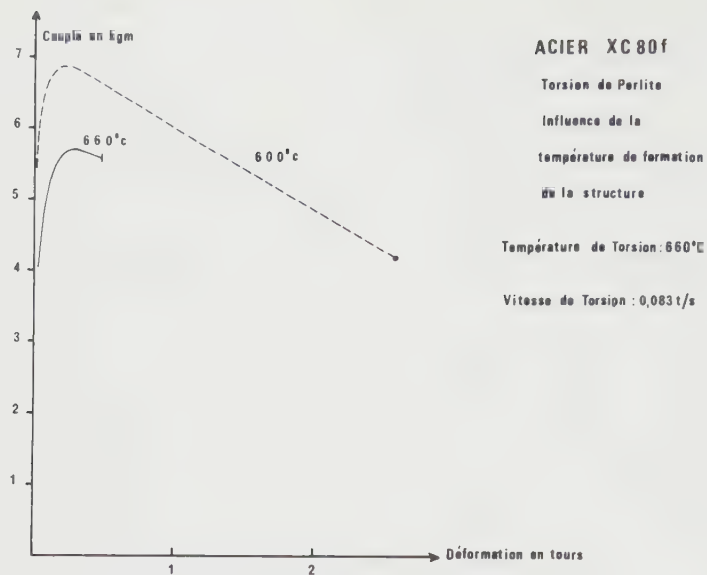


Fig. 35 — Courbes de torsion — Acier XC80f . Influence de la structure perlitique initiale.

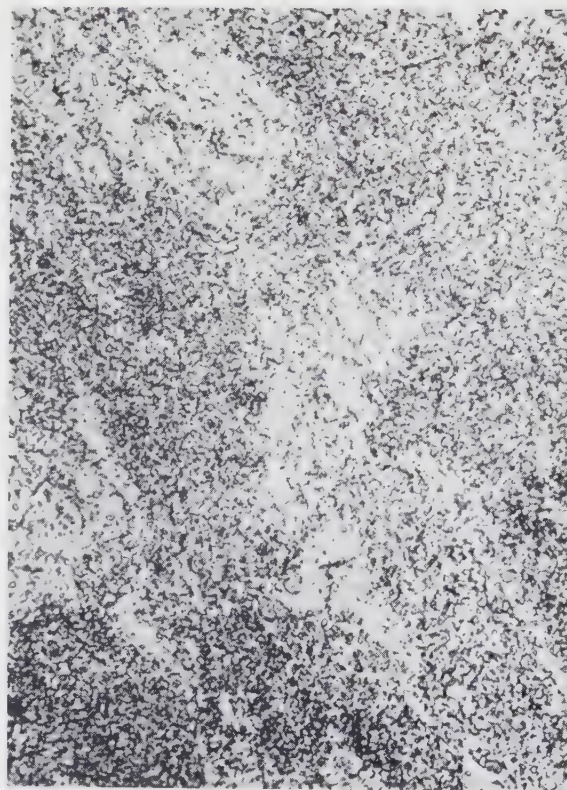
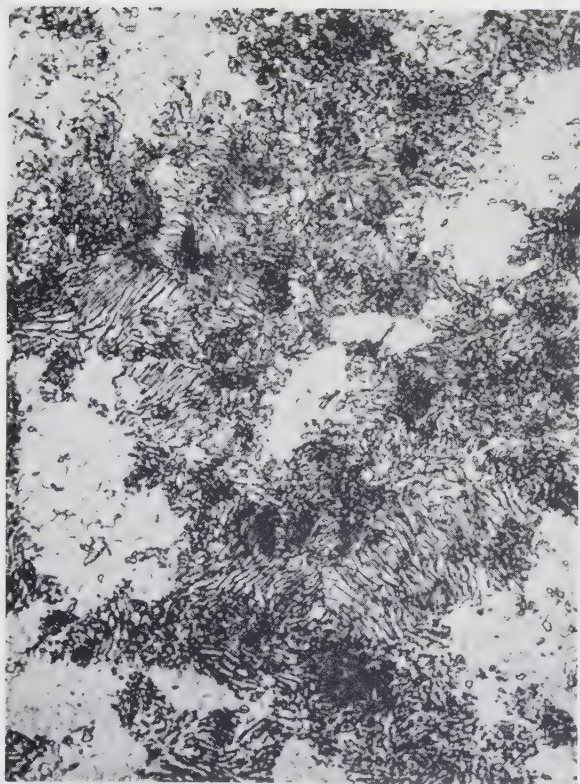
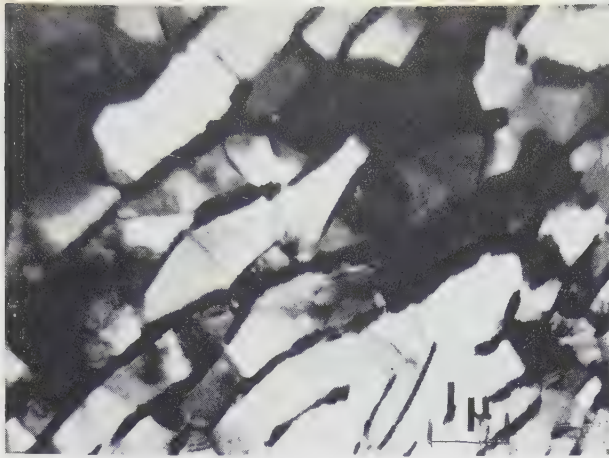


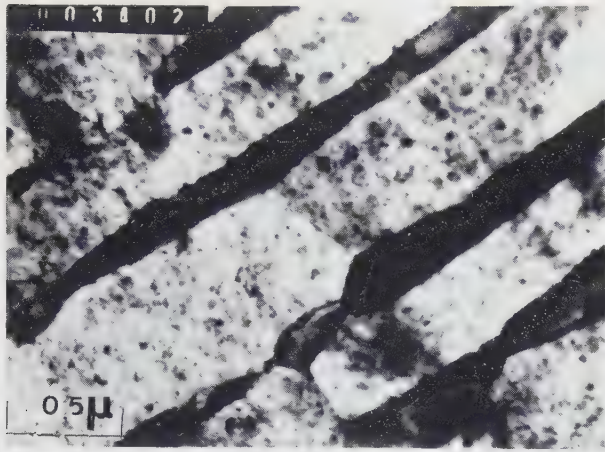
Fig. 36 — Acier 35CD4 — Eprouvette tordue de 6,3 t (240 %) à 3 % sec⁻¹ à 660° C après la transformation perlitique à la même température
 a) centre ; b) périphérie (x 960)



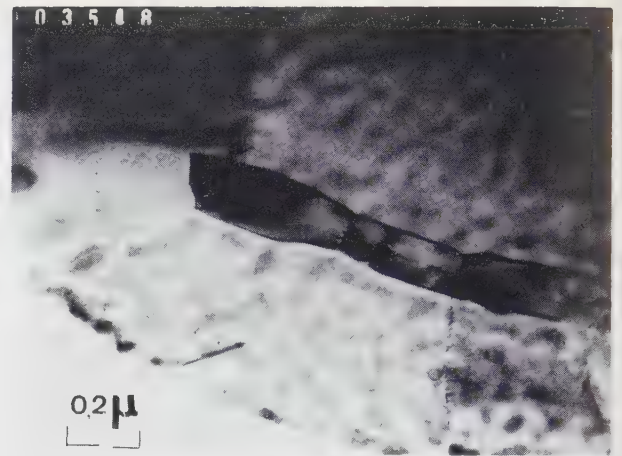
a



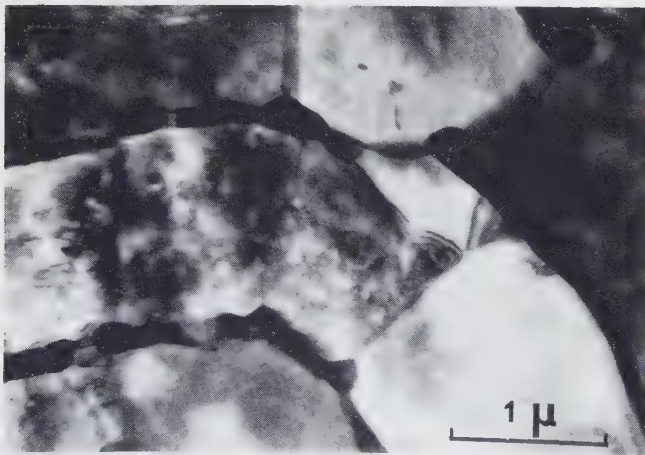
b



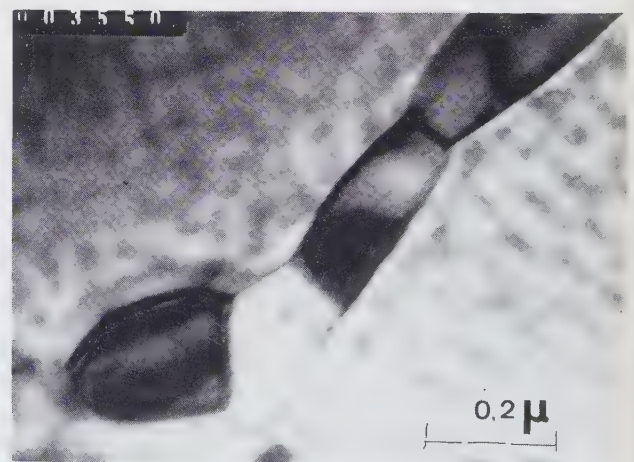
c



d



e



f

Fig. 33 — Acier XC80f — perlite tordue à 660° C de 30 à 40 % — lame mince — vue de la sous-structure, des défauts dans la cémentite, et des sites de sphéroidisation.
a) 11 500 — b) x 32 000 — c) x 21 500 — d) x 87 000 — e) x 46 000 — f) x 87 000

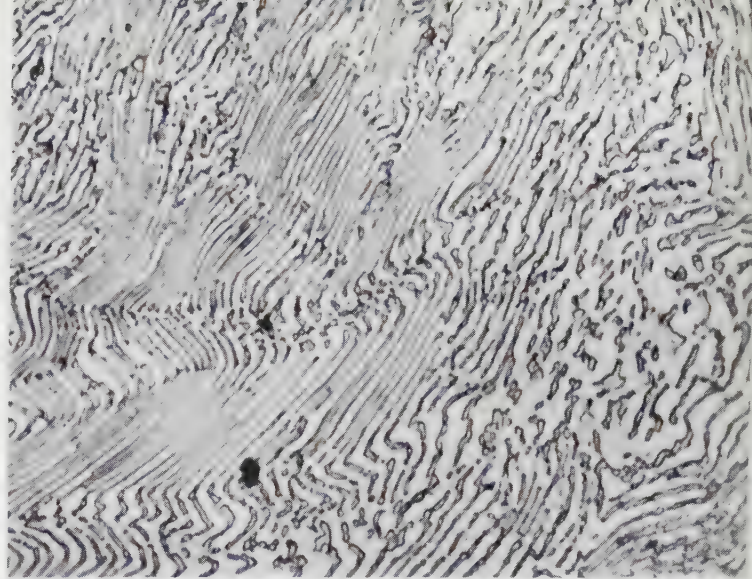
ACIER 35 CD 4 - Ecrouissage des structures ferrito-perlitiques par torsion -
éprouvette To 3

N° repère	température de torsion en d°C	vitesse de torsion en t/sec	taux de torsion rationnel le en sec-1	taux à la rupture en tours	couple maxi- mal en kgm	température de la formation de la perlite
77	660	0,083	0,03	6,35	4,5	660°
80	660	0,008	0,003	2,3	3	660°
97	660	0,003	0,03	2,9	7,5	660°
Influence de la température de formation de la structure ferrito-perlitique						
99	660	0,083	0,03	15	5,5	600
Traitement précédé par un écrouissage de l'austénite						
79 b	660	0,083	0,03	13,35	4,9	560
94 b	660	0,003	0,03	9	3,1	580
					5,2	
					7,5	

FIGURE 32 - Caractéristiques des torsions des structures ferrito-perlitiques
sur l'acier 35 CD 4.



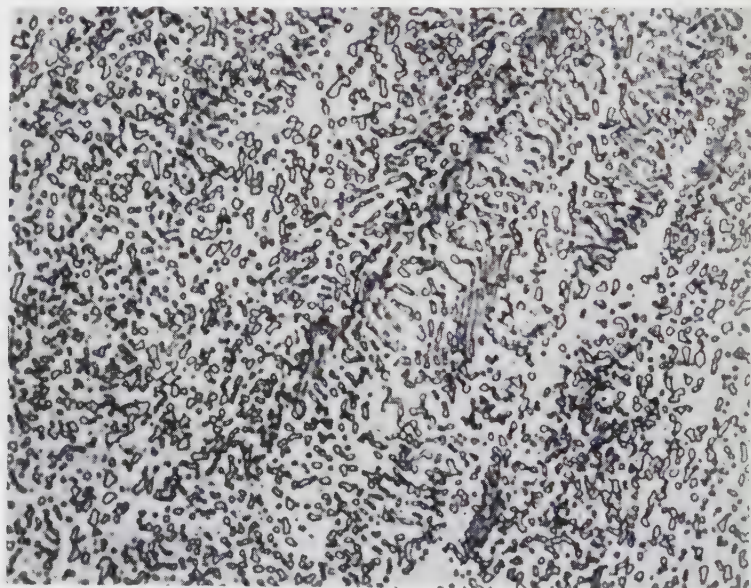
a



b



d



c

Fig. 31 — Acier XC80f — coupe transversale d'une éprouvette tordue de 1,5 t (55 %)
à 660 °C à la vitesse de 0,083 t/sec (3 % sec⁻¹) après la transformation perlitique.
Micrographies optiques :
a) et b) 30 à 40 % de déformation
c) 55 % — (x 1 500)
d) Vue au microscope à balayage : famille lamellaire cisailée (x 4 500)

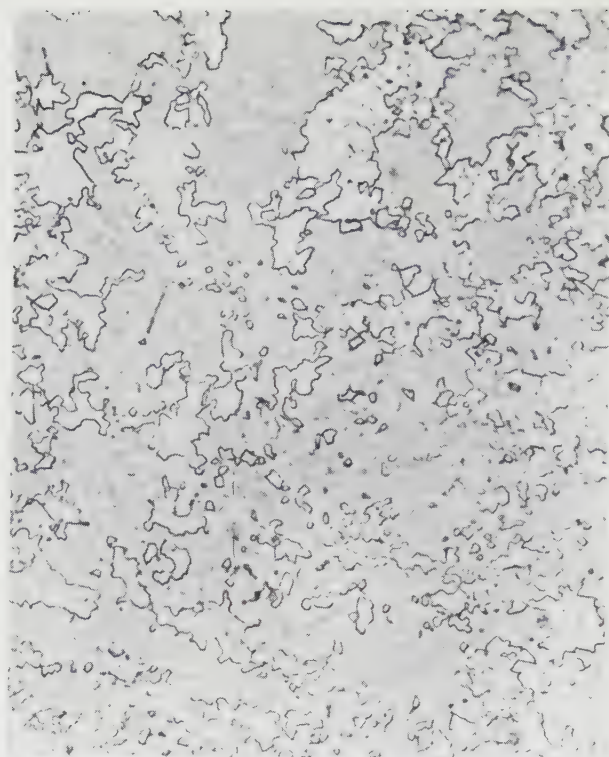
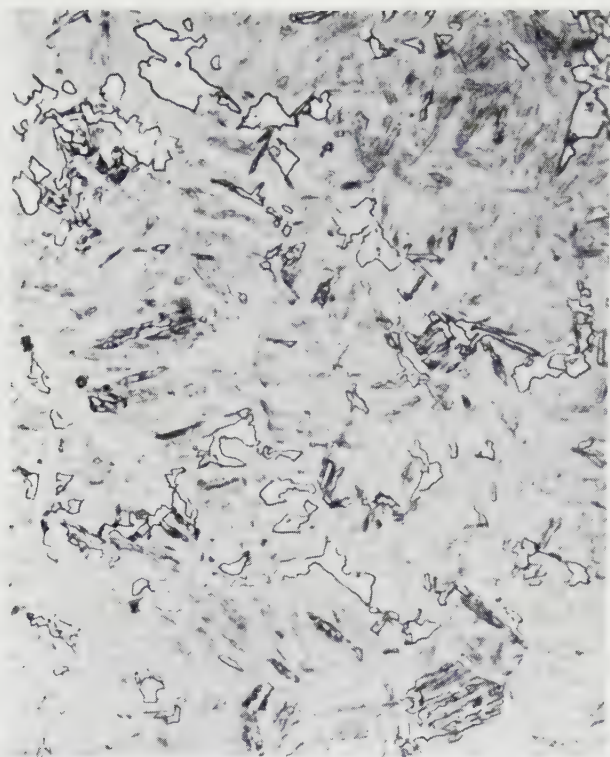


Fig. 28 — Structure après torsion de l'austénite métastable et trempe accrochant le "nez ferritique" — micrographies optiques (x 1 500) — acier 35CD4
a) centre ;
b) périphérie de l'éprouvette (200 % de déformation)

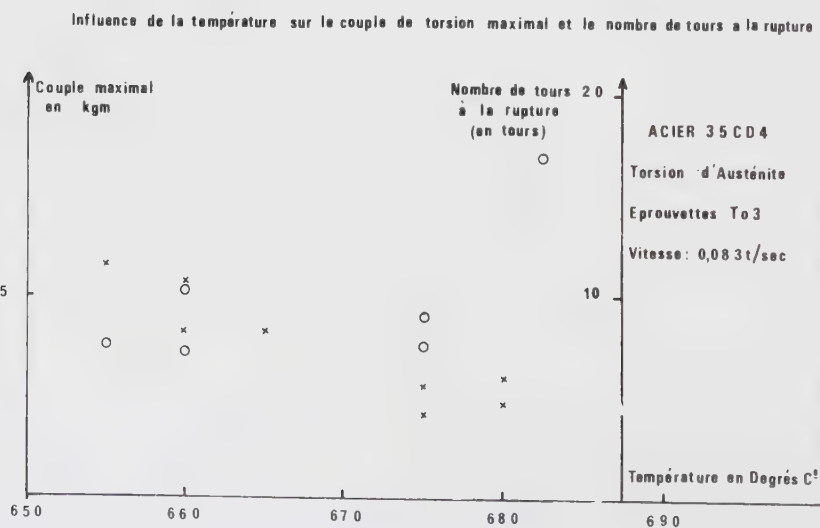
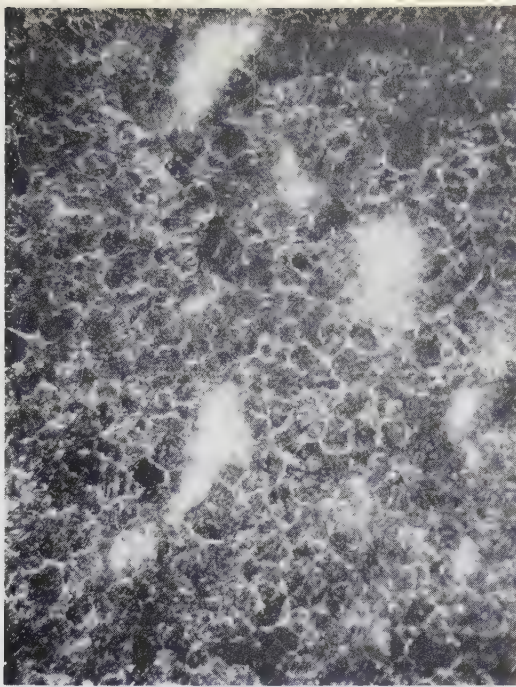
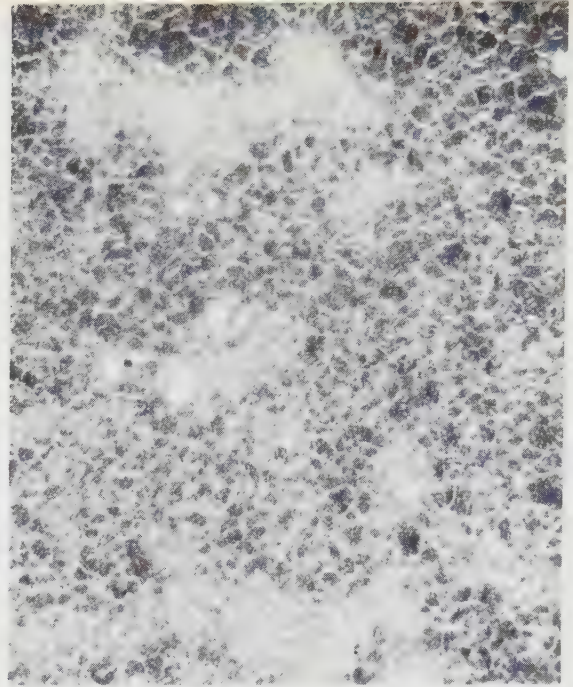


Fig. 29 — Influence de la température sur le couple maximal (x) de torsion et le nombre de tours avant rupture (o) — acier 35CD4

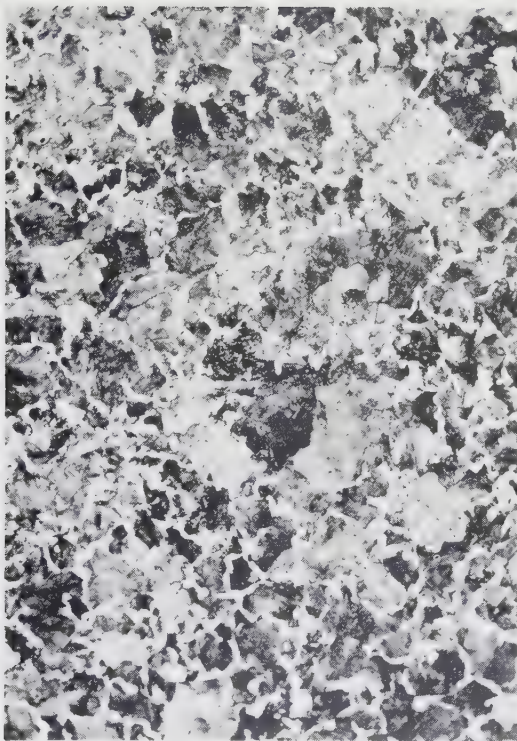


a

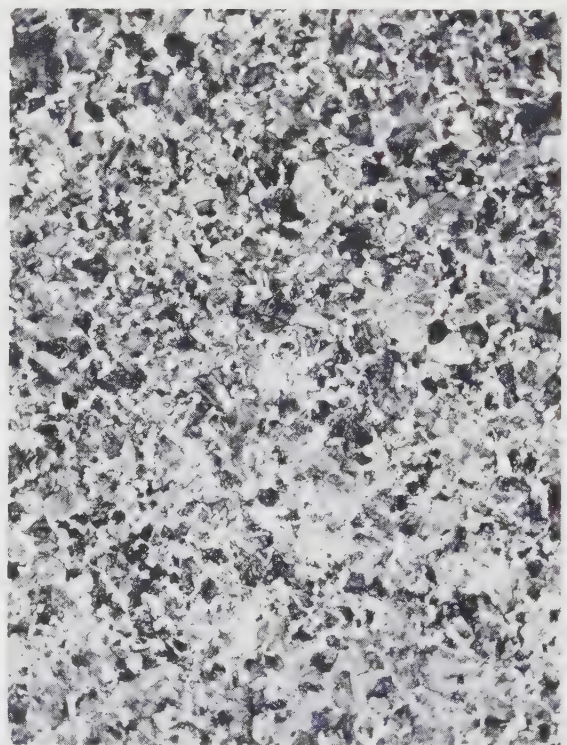


b

Fig. 26 — Acier 35CD4 — coupe transversale d'une éprouvette tordue à 680°C de 12 t (430 %) à 15 t/sec ($540\% \text{ sec}^{-1}$) et trempée — Micrographies optiques en fond noir — attaque au réactif de Beaujard : a) centre ; b) périphérie (x 300)



a



b

Fig. 27 — Acier 35CD4 — coupe transversale d'une éprouvette tordue de 4 t (140 %) à 680°C à la vitesse de 0,083 t/sec ($3\% \text{ sec}^{-1}$) dans le domaine austénitique, puis trempée à 560°C , maintenue 1 heure et refroidie à l'air.
a) centre ;
b) périphérie (x 150)

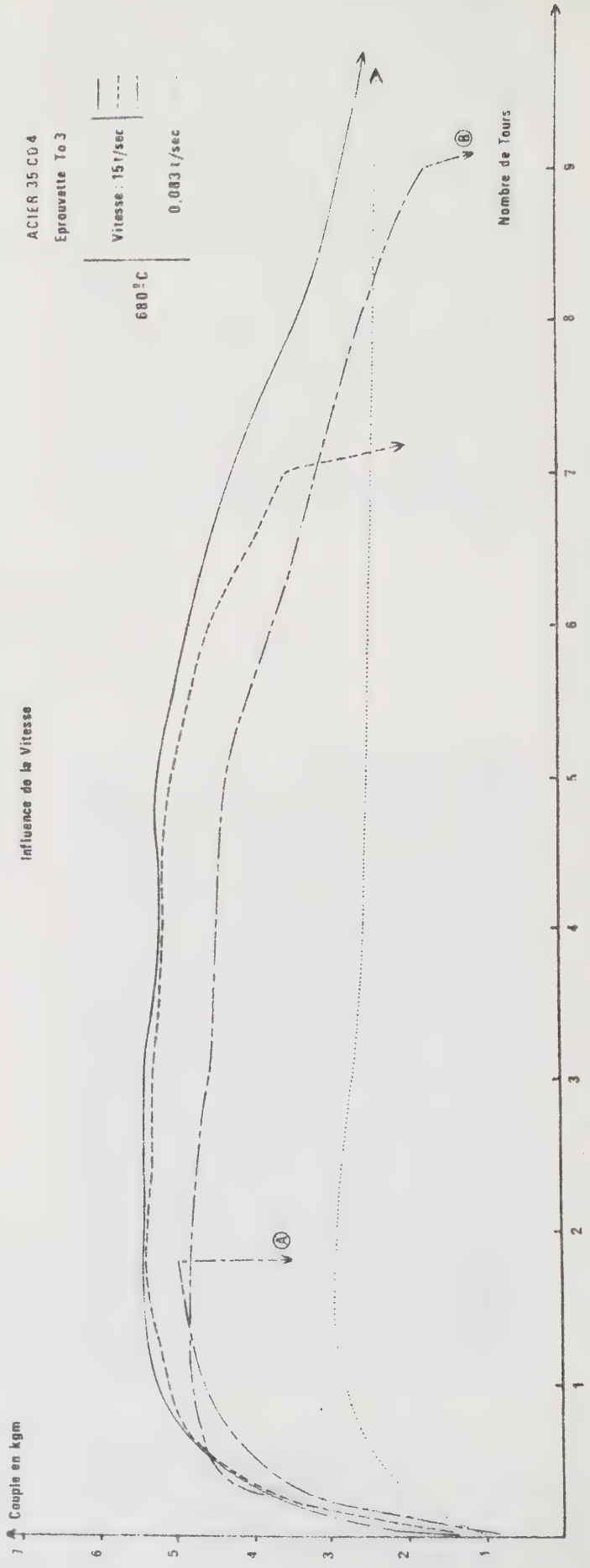
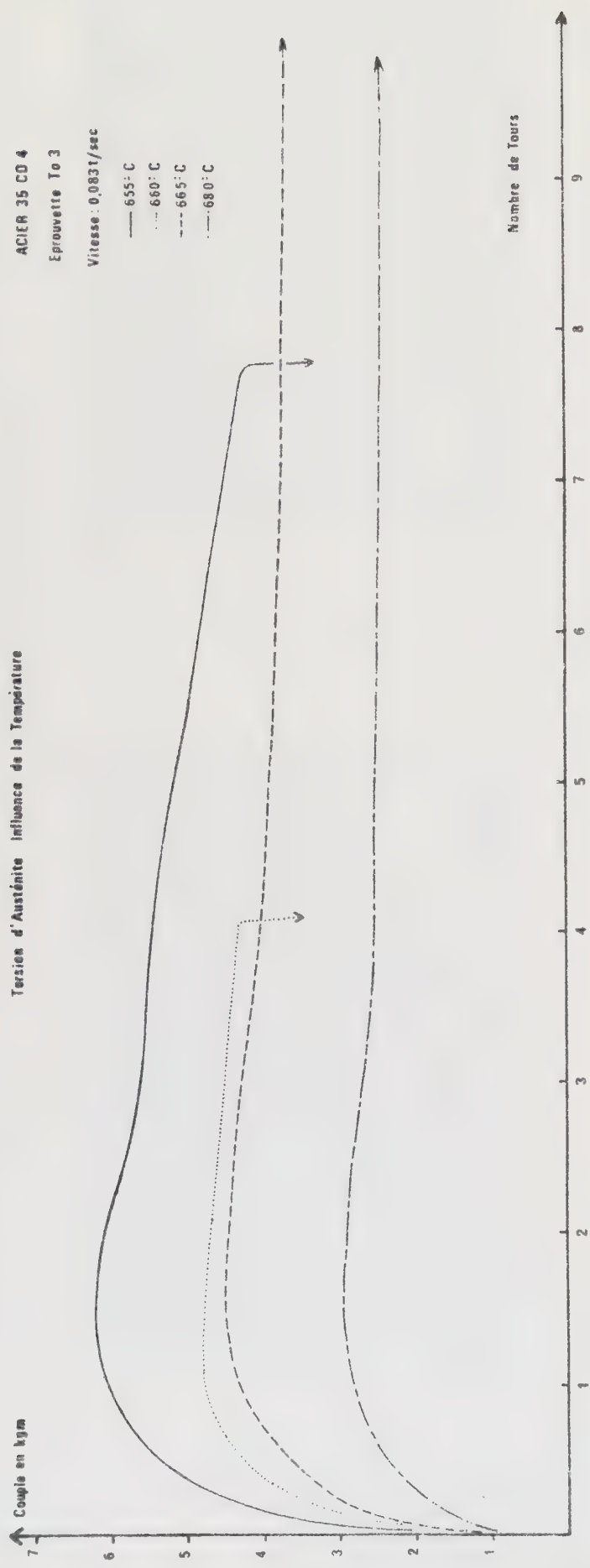


Fig. 25 - Courbes de torsion - Acier 35CD4 - domaine austénitique

Torsion d'Austénite Influence de la Température

A Couple en kgm

ACIER XC 801

Eprouvette To 3

Vitesse: 0.0431/sec

--- 575°C

--- 685°C

--- 705°C



Nombre de Tours

Influence de la Vitesse

A Couple en kgm

ACIER XC 801

Eprouvette To 3

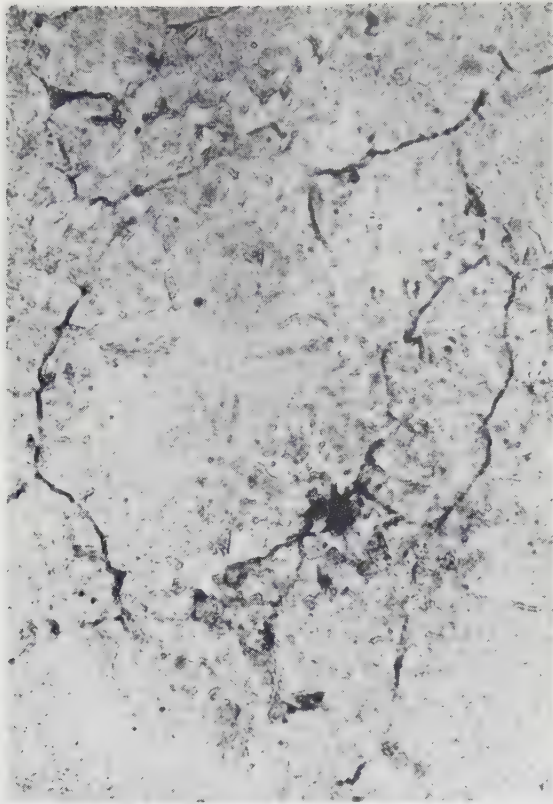
Vitesse: 20.61/sec

680°C

--- 0.0831/sec



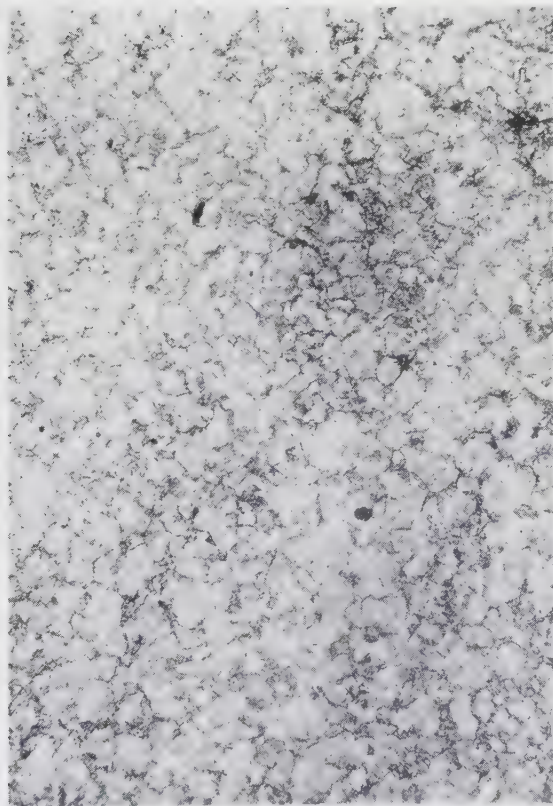
Nombre de Tours



a



b



c

Fig. 23 — Coupe transversale d'une éprouvette
tordue de 2 200 % à 580 % sec^{-1} à 680°C
dans le domaine austénitique et trempée
Micrographie optique — Attaque au réactif
de Beaujard.
a) Centre
b) 50 % de déformation
c) périphérie (2 000 %) (x 300)

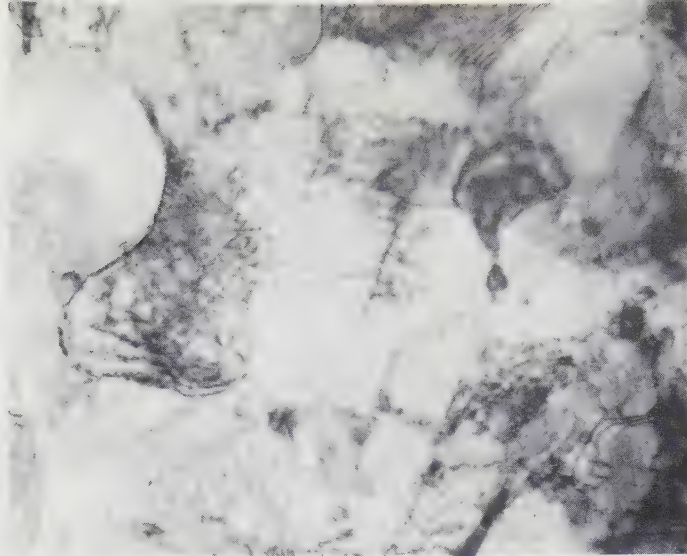
ACIER 35 CD 4 ECROUISSAGE AUSTENITIQUE PAR TORSION (éprouvettes type To 3)						
N° Repère	Température de déformation en °C	vitesse de torsion en t/sec	vitesse de déformation généralisée en sec ⁻¹	taux à la rupture en tours générali- sé	couple maximal en kgm	remarques
76	655	0,083	0,03	7,65	5,85	
75	665	0,083	0,03	10,30	4,18	
78	660	0,083	0,03	7,10	5,5	
81	660	0,083	0,03	7	4,2	
72	675	0,083	0,03	7,65	2,81	
73	675	0,083	0,03	9	2,04	
74	675	0,083	0,03	3,25	-	
79	680	0,083	0,03	17	3,34	
83	680	0,083	0,03	6,1	3	
85	680	0,083	0,03		2,45	
84	680	0,083	0,03			
Influence de la vitesse de déformation à 680°C						
83	680	0,083	0,03	17	3,34	
85	680	0,083	0,03	6,1	3	
84	680	0,083	0,03	12	2,45	
102	680	15	5,4	4,3	5,40	
103	680	15	5,4	10,5	5,40	
106	680	15	5,4	3,9	5	10" d'arrêt entre les passes.

FIGURE 22 Caractéristiques des traitements de torsion sur l'acier 35 CD 4

dans le domaine austénitique.

ACIER XC 80 f ECROUissage AUSTENITIQUE - Par torsion sur des éprouvettes type To 3							
N° Repère	Température de déformation en °C	Vitesse de torsion en t/sec	Vitesse de déformation généralisée sec-1	Taux à la rupture en tours	deformation généralisée	couple maximal en kgm	contrainte associée au couple max. en kgf/mm ²
Influence de la vitesse de déformation							
63	685	0,003	0,03	16,7	6	3,9	1,5
60	705	0,083	0,03	14	5,05	3,26	1,25
87	680	20,6	7,5	8,2	2,96	5,4	1
88	680	20,6	7,5	7	1,40	4,7	1
104	680	16,6	5,8	7	2,2	5,05	1,5
Influence de la température à vitesse donnée							
60	705	0,003	0,03	14	5,05	3,26	1,2
63	685	0,083	0,03	15,7	6	3,9	1,5
67	675	0,003	0,03	7	2,2	4,5	0,6
							12
							16

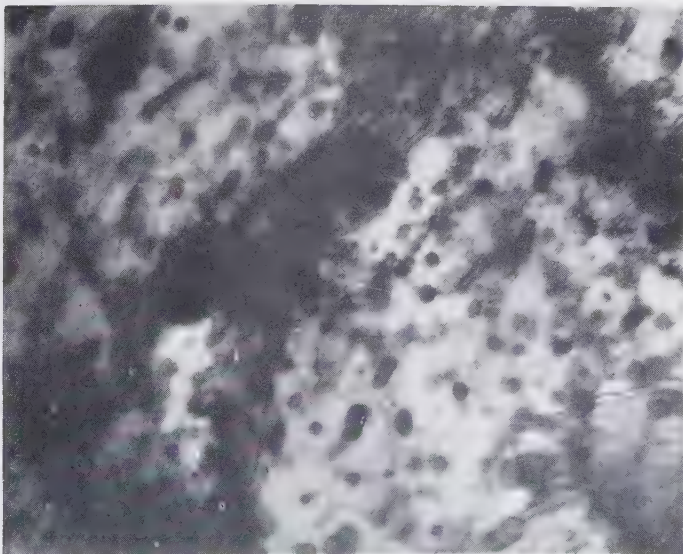
FIGURE 21 - Caractéristiques des traitements de torsion sur l'acier XC 80 f dans le domaine austénitique.



a



b

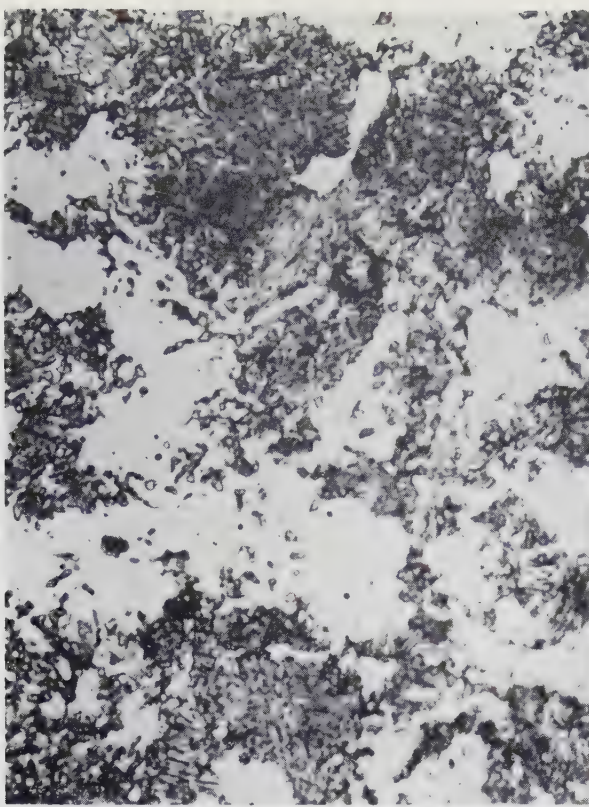


c



d

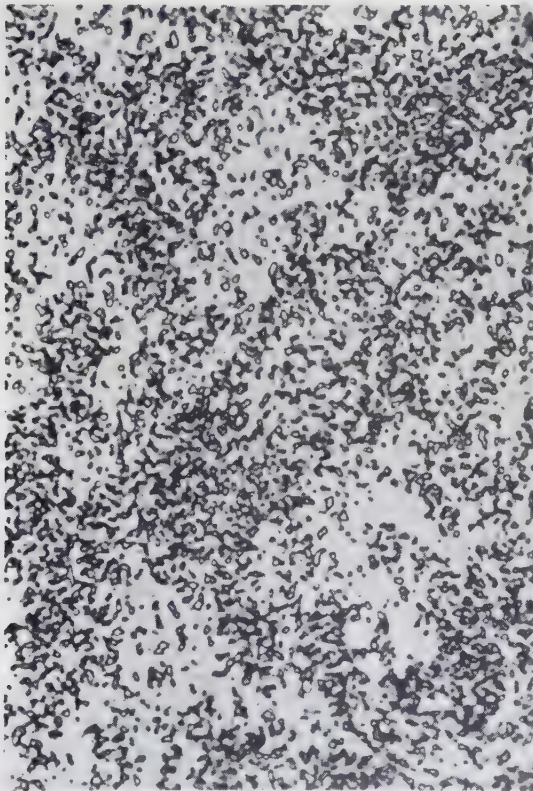
Fig. 18 — Acier 35CD4 —
 Traitement d'écrouissage isotherme et
 fractionné avant, pendant et après la
 transformation perlitique 75 % de
 déformation par laminage à 650° C.
 a) zone de ferrite pro-eutectoïde
 (x 100 000)
 b) zone de perlite à lamelles
 (x 50 000)
 c) zone à globules (x 50 000)
 d) vue générale (x 1 500)



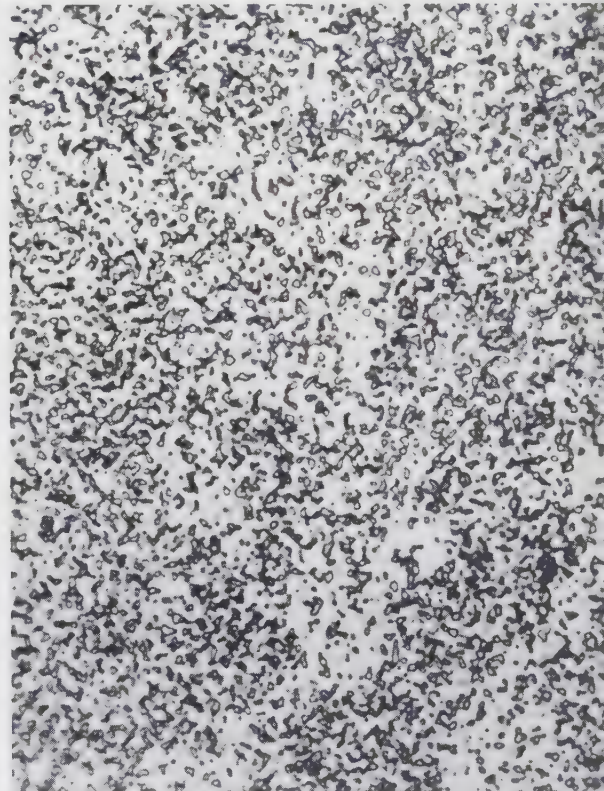
a



b



c

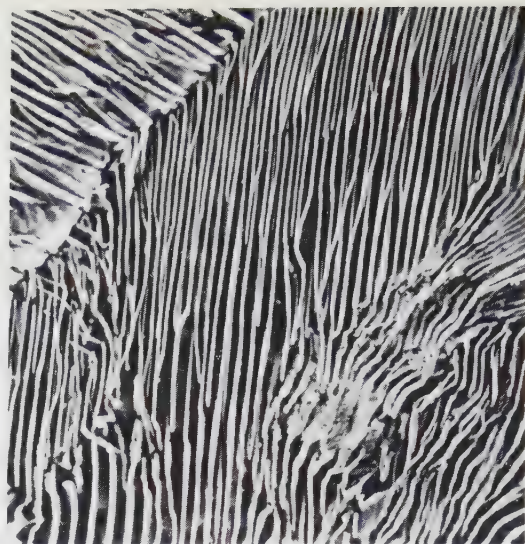


d

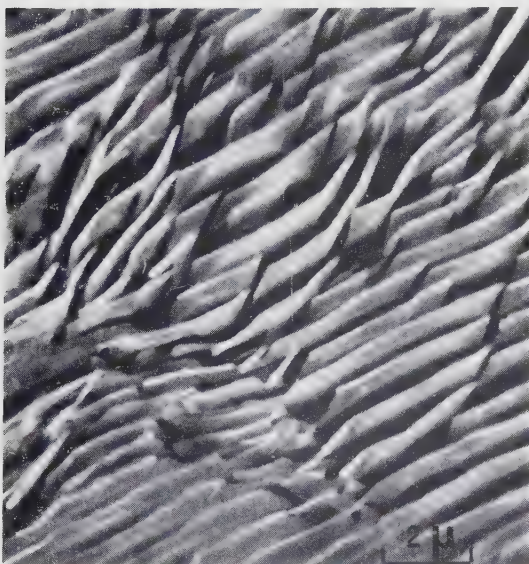
Fig. 17 — Acier 35CD4 — influence d'un traitement d'écrouissage fractionné isotherme (à 650°C) par torsion — Evolution de la microstructure de centre à la périphérie
a) centre ;
b) à $1/3$ du rayon ;
c) à $2/3$;
d) à la périphérie (x 1 500)



a



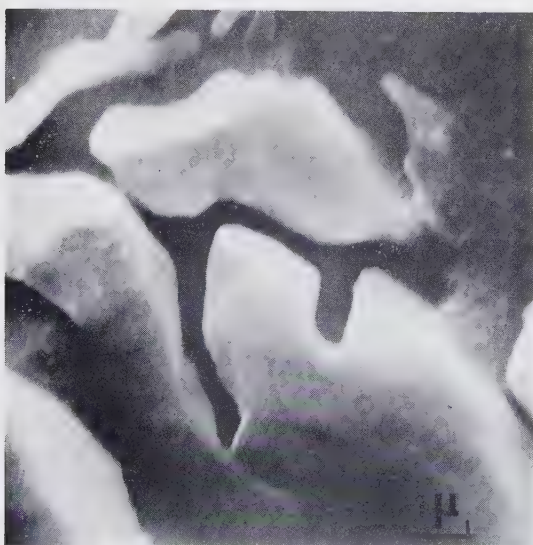
b



c

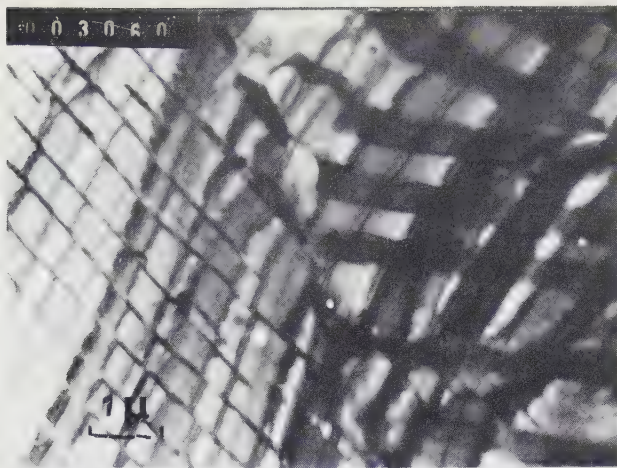


d

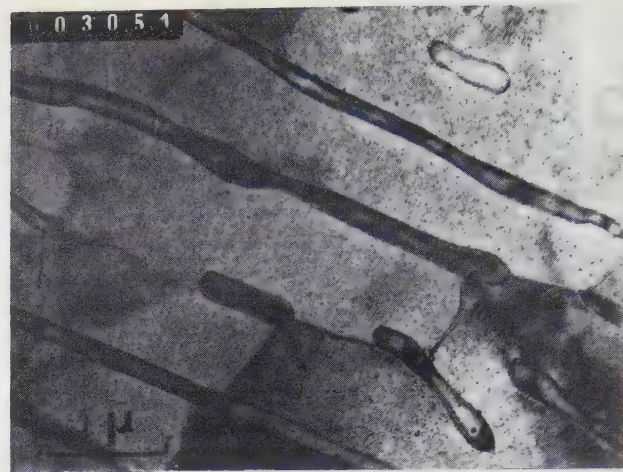


e

Fig. 16 — Perlite — Acier XC80f
 Vue au microscope à balayage
 a) x 2 000
 b) x 1 750
 c) x 5 750
 d) x 5 750
 e) x 9 800



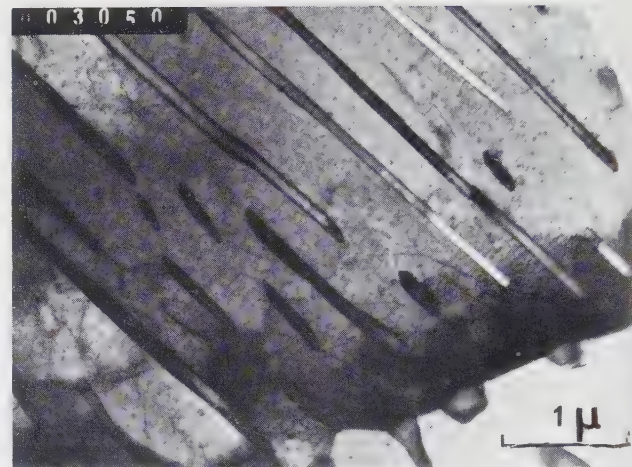
a



b



c



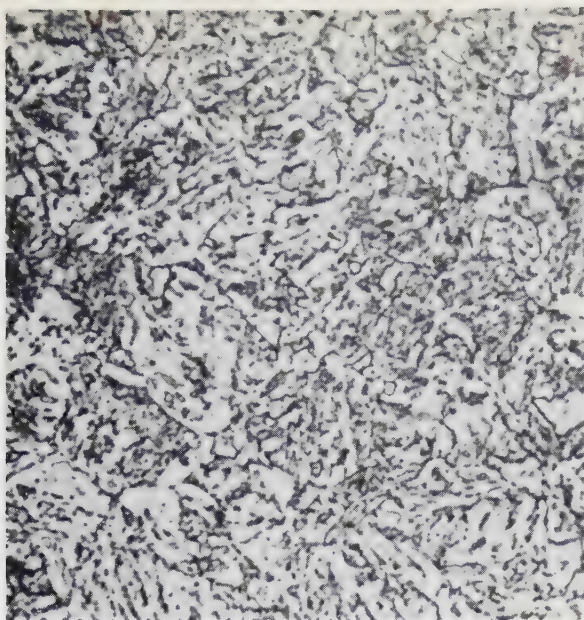
d



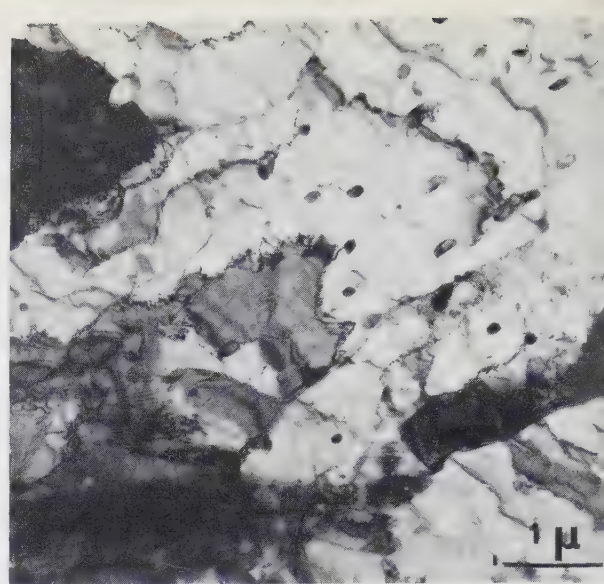
e

Fig. 15 — Acier XC80f — perlite lame mince

- a) x 9 500
- b) x 17 000
- c) x 87 000
- d) x 17 000
- e) x 57 000



a



b

Fig. 13 — Acier 35CD4 — structures revenues à 700°C après trempe
a) x 1500
b) lame mince (x 15 000)

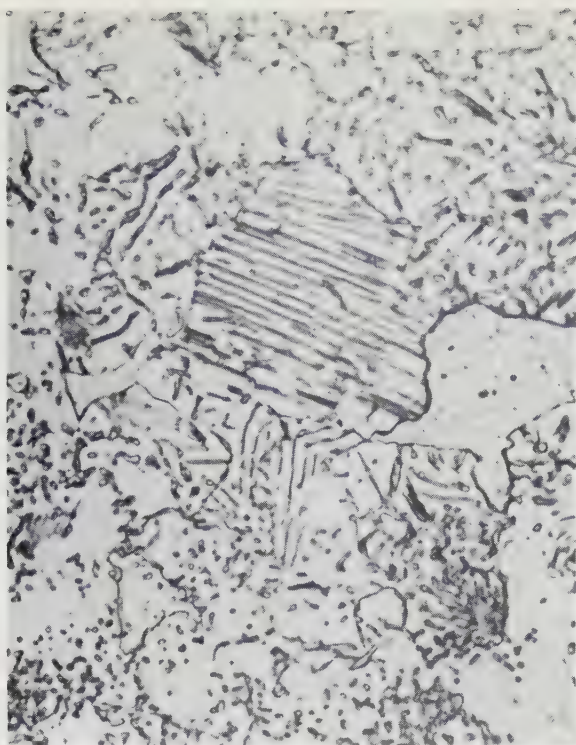


a

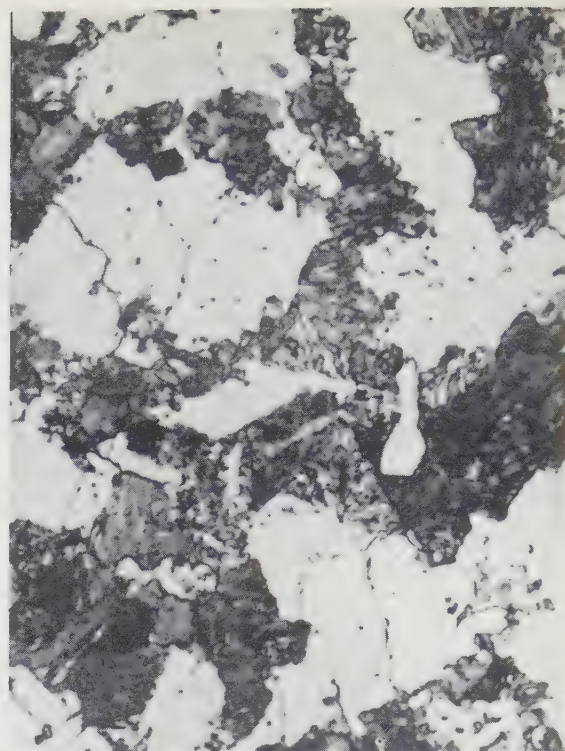


b

Fig. 14 — Acier XC80f — structure perlitique formée à 700°C —
— micrographie optique.
a) x 1500
b) x 600



a



b



c



d

Fig. 12 — Acier 35CD4 — structures ferrito-perlitiques
 a) 2 h à 700° C — micrographie optique (x 1 500)
 b) 30 mn à 650° C — micrographie optique (x 1 500)
 c) 30 mn à 650° C — lame mince (x 40 000)
 d) 30 mn à 650° C — lame mince (x 20 000)

35 CD 4

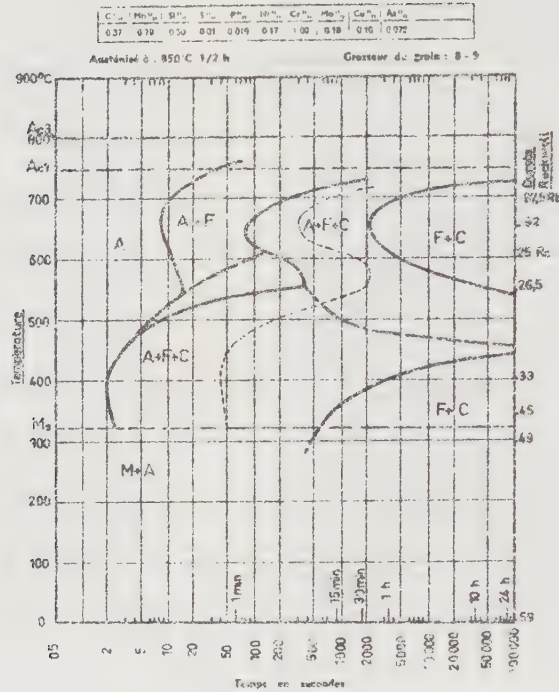


Fig.10 - Diagramme TTT de l'acier 35CD4 (d'après l'IPSID)

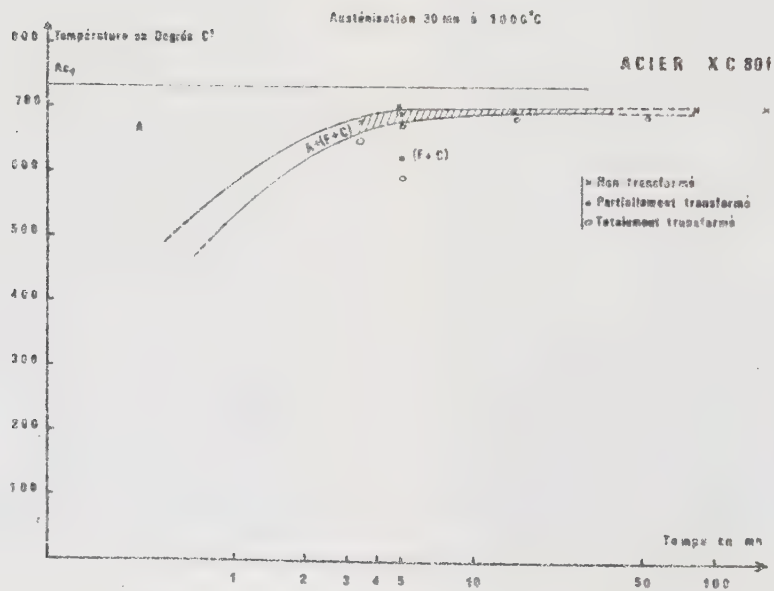


Fig.11 - Diagramme TTT partiel de l'acier XC80f

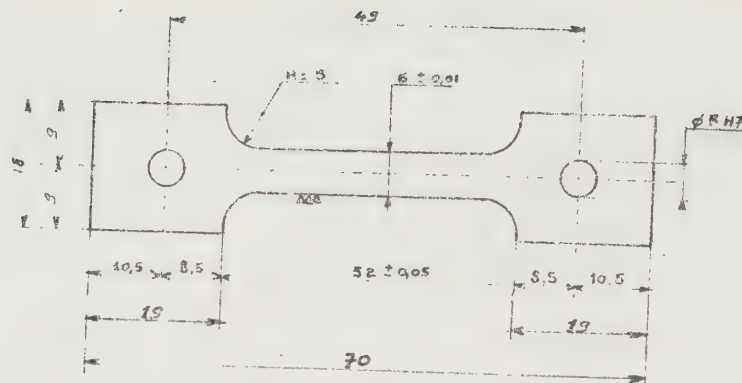


Fig.7 - Epreuve plate de traction - épaisseur 2 mm

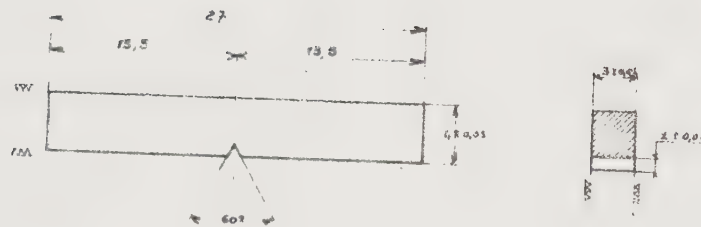


Fig.8 - Epreuve de résilience DIN 50 119

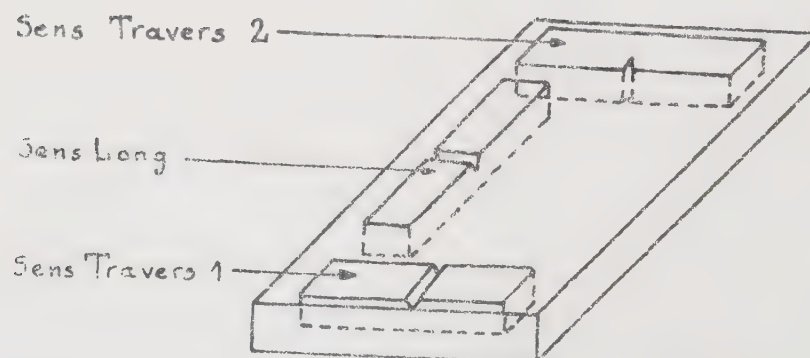
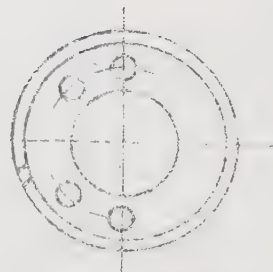


Fig.9 - Schéma de la découpe des éprouvettes de résilience

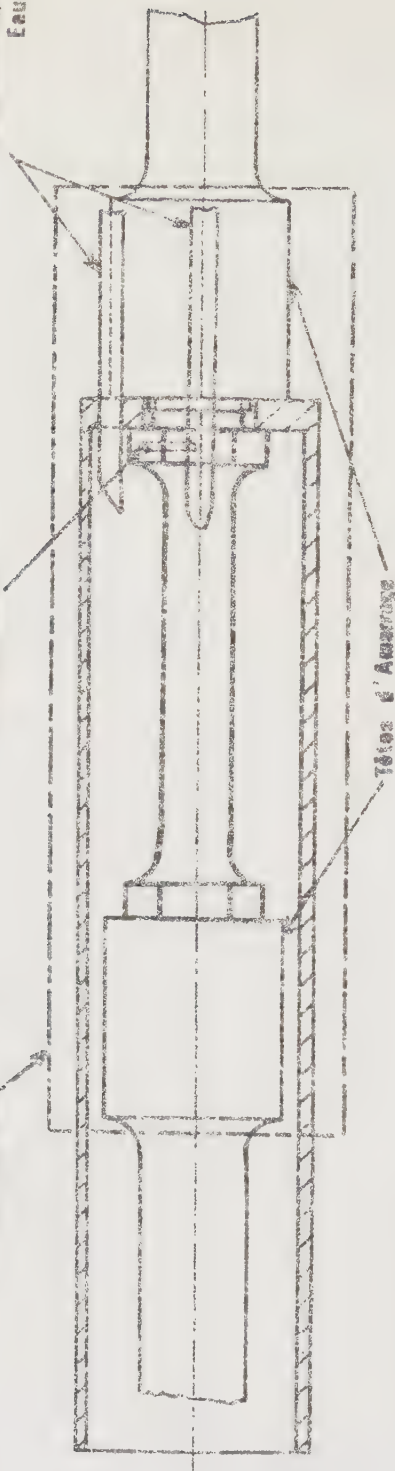
Position des Tubes



Fourneau du Four

Tasseau couple

Arrivées Lignes
Eau



Tôles d'Assurance

Fig. 6 - Torsion - schéma du dispositif à l'intérieur du four

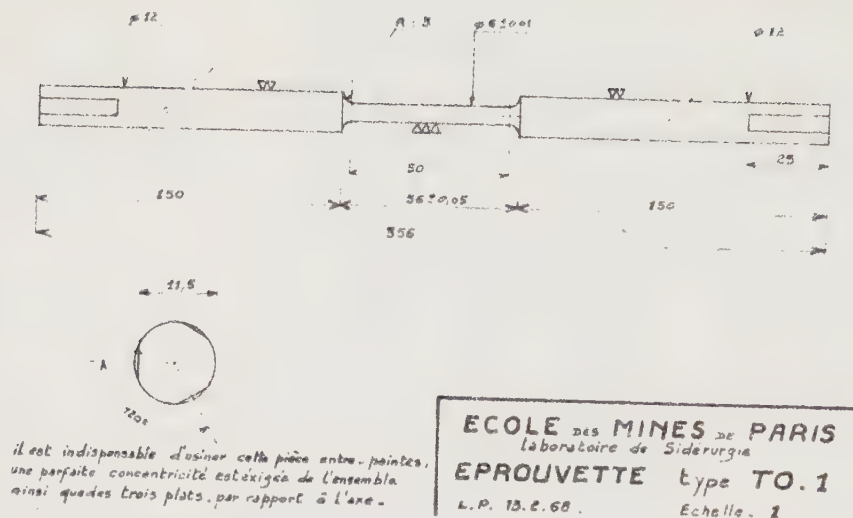


Fig. 3 : Epreuve de torsion - type To 1

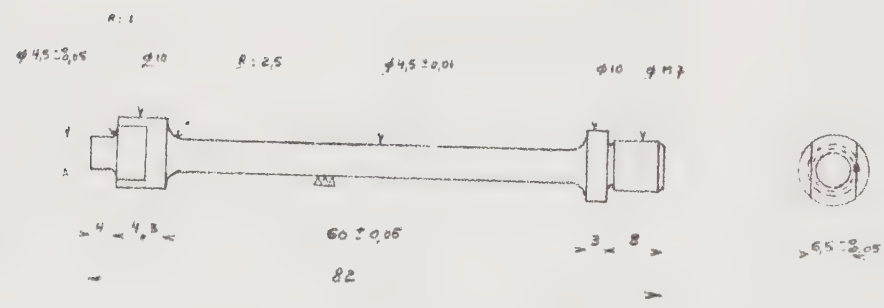


Fig. 4 : Epreuve de torsion - type To 2

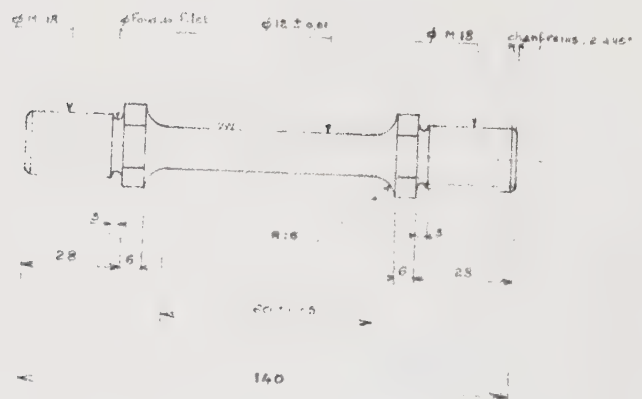


Fig. 5 : Epreuve de torsion - type To 3

banc

motor
accouplement

variator hydraulique
accouplement

réducteur
accouplement

cellule de rotation
poids distributeur

cellule de mesure
électromécanique
embrayage
frein

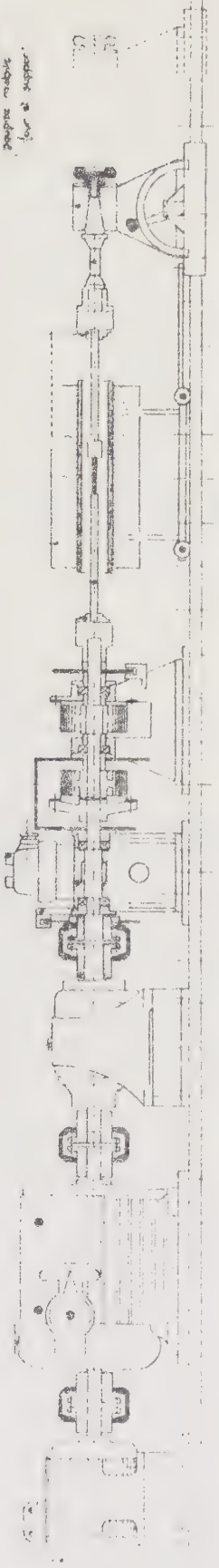
cellule de couple
mandrin
banc machine
four

éprouvette
extensible

mandrin

banc de torsion
pompes motrice

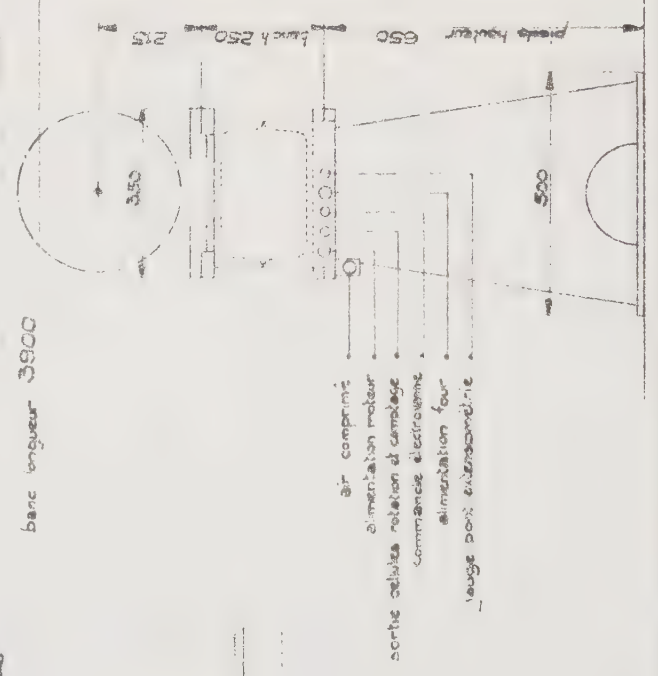
source 300 W
pompes motrice
four à vapeur



700

2500

banc longueur 3900



machine de torsion à chaud

licence IRSID

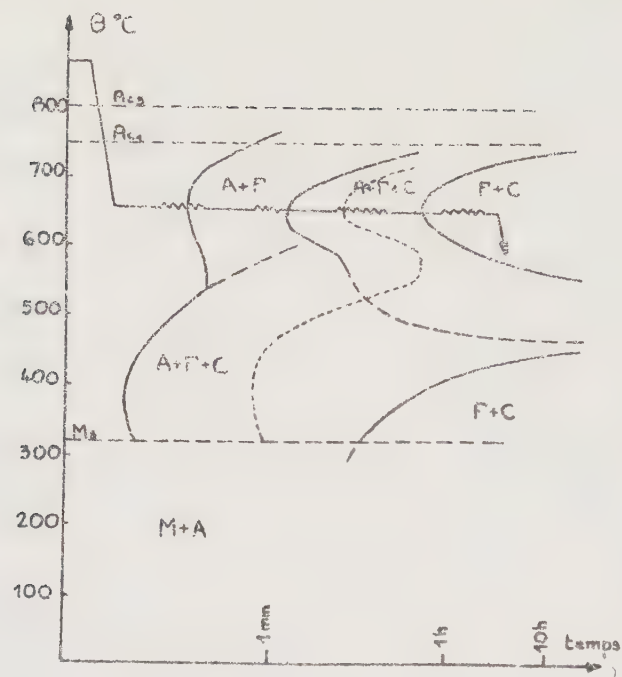


Fig1 - Diagramme T.T.T. de l'acier 35CD4 et schéma du traitement "d'isoforming"

